E 3280

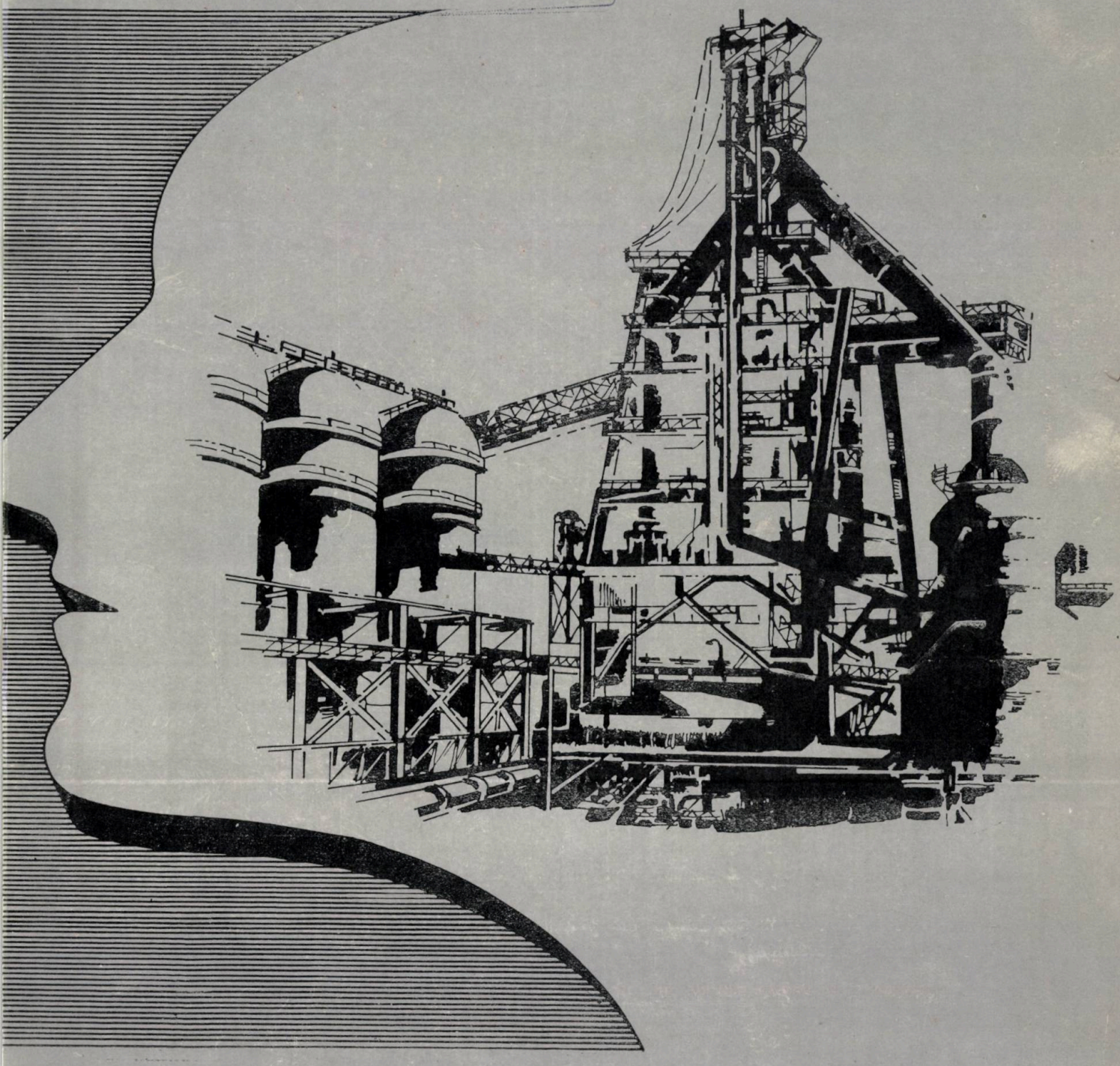
METALURGIA

REFERATA

R 1991 -06- 03

NR. 1–2

METALURGIA — BUCUREȘTI
ANUL XLIII IAN.—FEB. 1991



SINTREF

Azuga, 2188, str. Independenței, nr. 59
Tel: 973/26889; telex: 19736
ROMANIA

Sinter Ref Azuga

Societatea Sinterref S. A. Azuga vă oferă:

— mase bazice pentru stampare;
— betoane termoizolatoare;
— betoane termorezistente;
— șamote superioare (aluminoase);
— sintercorindon — produs cu înalte calități (refractaritate, duritate, rezistență mecanică) ceea ce îi conferă un larg cîmp de aplicații.

Livrare promptă, la cerere!
Prompt delivery, at request!
Pronta entrega, al recibo de su pedido!

Sinter Ref S. A. Azuga offers:

— ramming mass;
— heat insulating concrete products;
— heat resisting concrete products;
— high alumina fine clay;
— sitnercorindon a high quality product (refractoriness, hardness; mechanical resistance) with a wide field of applications.

Sinter Ref S. A. Azuga offrece:

— masas basical para pisonadura;
— productos de hormigon termoaisladore;
— productos de hormigon termorresistente chamotas ricasen alumina de superior calidad;
— sintercorindon — un producto de primerisima calidad (refractalidad, dureza, resistencia mecanica).

METALURGIA 1-2

ORGAN AL DEPARTAMENTULUI INDUSTRIEI METALURGICE 1991

CUPRINS

Năstase, L.: **Principii și stiluri moderne de conducere** (partea a III-a) 7

Șontea, S., Văduvoiu, Gh. și Tărîță, Daniela: **Considerații asupra posibilităților de îmbunătățire a duratei de exploatare a utilajelor pentru carierele de extracție a lignitului** 11

Prisecaru, Mălina, Pănoiu, N., Mihăilescu, L. și Prisecaru, T.: **Analiza posibilităților de ardere a deșeului solid rezultat de la fabricarea electrozilor siderurgici** 14

Trușculescu, M., Mitelea, I., Budău, V. și Lița, M: **Cinetica proceselor de precipitare în oțelurile inoxidabile austenito-ferito-martensitice folosite în energetica hidraulică** 18

Coșmeleață, Georgeta, Marin, M., Bane, M., Denghel, N. și Șchiopu, Maria: **Cercetări privind determinarea caracteristicilor structurale ale unui oțel rapid economic aliat cu cca 3%W, 3% Mg, 3% Nb** 24

Popa, Al.: **Influența temperaturii cochilei asupra rezistenței la rupere a fontelor cenușii turnate centrifugal** 29

Sofroni, L., Mărginean, I., Săbău, Teodora și Ștefănescu, Fl.: **Realizarea modelelor gazificabile prin expandarea polistirenului în matriță** 32

Săbău, Teodora, Ștefănescu, Fl., Mărginean, I. și Bălașa, Cristina: **Cercetări privind posibilitatea utilizării amestecului de miez cu alcool polivinilic ca liant** 35

Iulian, Olga, Constantinescu, Maria și Bălăccanu, Anca: **Comportarea la coroziune a siluminului în soluții acide** 38

REVISTA REVISTELOR: 10, 13, 17

Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă. P.O. Box 136-137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie, nr. 3.

Șef O.I.D. : ing. Brîndușa Florentina Scorțea

Redactor responsabil : prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor : ELENA PÂRVU

Revista METALURGIA, organ al Departamentului Industriei Metalurgice — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sectorul 1. Telefon 59.49.90. Revista este editată de ICEM—O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. Română — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 600 anual. Costul unui exemplar : lei 50. Tiparul I. P. Universul, str. Brezoianu, nr. 23—25 București

„UNIVERSUL" — c. 2415

CONTENTS

DC: 6291014

Năstase, I.: **Modern management principles and styles**

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2, p. 7—10

DC: 622332

Șontea, S., Văduvoiu, Gh. and Tăriță, Daniela: **Considerations on the possibilities of improving the operation period of facilities for the lignite digging pit**

Metalurgia 43 (1991) nr. 1—2, p. 11—13

DC: 666.1:003.312

Prisecaru, M., Pănoiu, N., Mihăiescu, L. and Prisecaru, T.: **The analysis of the heating possibilities of the solid scrap coming from the electrode manufacture**

On the basis of the experiments, certain conclusions are presented related to the measures to be taken with a view to improving the heating process rate of electrodes.

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2, p. 14—17

DC: 669.14.018.8

Trușculescu, M., Mitelea, I., Budău, V. and Liță, M.: **Precipitation process kinetics in austenito-ferritomartensite stainless steel used in hydraulic energy industry.**

T08 și T09 steels used to manufacture hydraulic turbine rotors present a controlled transformation at which the ratio and the nature of constituents may be modified according to heat treatment conditions.

By the microscopic analysis and beam analyses the authors study the phasis precipitation kinetics when steel tempering after the solution quenching (1050 ± 10°C/air).

In order to associate the fracture strength, hardness and T08 steel and 400—500 temperature, the authors recommend these temperature regimes for T09 steel.

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2, p. 18—23

DC: 669.14.018.252.3

Cosmeleață, Georgeta, Mihai, M., Bane, M., Denghel, M. and Șchiopu Maria: **Researches on the determination of the structural characteristics of an economical high — speed steel alloyed with 3% W, 3% Mg and 3% Nb**

The paper presents the researches carried out with a view to establishing the final heat treatment conditions, the results obtained concerning the transformations which take place when tempering martensite is heated, allowing to clarify the mechanisms by which the increase of HRC toughness occur as well as the results obtained in identifiying the existing types of carbides in the high — speed steel in different states which allow to clarify certain aspects related to the finishing operation of the austenitic grain and to the secondary solidification, while establishing the treatment processes, too.

Metalurgia 43 (1991) nr. 1—2, p. 24—28

DC: 621.746.043: 669.162.275.144

Popa, Al.: **The influence of mould on the fracture strength of centrifugal casting grey cast iron**

Metalurgia 43 (1991), nr. 10, p. 29—31

DC: 662.765.4

Sofroni, I., Mărgineanu, I., Sabău, Teodora and Ștefănescu, Fl.: **Gas models by polystyrene expansion in moulds**

The paper presents the advantages of using the expanded polystryene to manufacture the gas models, as well as the experimental data concerning the mechanical bending fracture strength and the stability in time mass and size stability of the above mentioned material.

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2, p. 32—34

DC: 62174601: 62174352

Sabău, Teodora, Ștefănescu, Fl., Mărginean, I. and Bălașa Cristina: **Researches on the possibilities of using the alcohol binding mix**

The paper deals with the use of polyvinyl as a binder for the mix.

Metalurgia 43 (1991) nr. 1—2, p. 35—39

DC: 620.193

Iulian, Olga, Constantinescu, Maria and Bălăceanu, Anca: **Corrosion behaviour of silumin in acid solutions**

Metalurgia 43 (1990), nr. 1—2, p. 38—39

INHALT

1991 JUN 27

DK: 629.1.014

Năstase, L.: **Grundsätze und moderne Führungssysteme (3. Teil)**

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 7—10

DK: 622.332.

Șontea, S. Văduvoiu, Gh. und Tariță, Daniela: **Einige Betrachtungen betreffs den Verbesserungsmöglichkeiten der Betriebsdauer der Lignitförderungsgruben**

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 11—13

DK: 666: 1: 003.312

Prisecaru, M., Pănoiu, N., Mihăilescu, L. und Prisecaru, T.: **Analyse der Möglichkeiten des Brennens der von der Herstellung der Eisenhüttenelektroden ergebenden festen Schrottes**

Anhand den durchgeführten Untersuchungen werden einige Schlussfolgerungen angesichts der Verbesserungsmethoden des Wirkungsgrads des Brennvorgangs des festen Brennstoffschrotts aus dem die Eisenhüttenelektroden hergestellt werden, dargestellt. Ausgehend von den Eigenschaften dieses Schrottes, werden dessen Vermahlungs-, Zündungs- und Brennmöglichkeiten in speziell aufgebauten oder mit wenigen Veränderungen versehenen Anlagen, untersucht.

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 14—17

DK: 669.14.018.8

Trușculescu, M., Mitelea, I., Budău, V., und Liță, M.: **Kinetik des Ausscheidungsprozesses der rostfreien austenitisch-ferritisch-martensitischen Stähle die im Bereich der hydraulischen Energetik angewandt werden**

Die $T_0 8$ und $T_0 9$ Stähle die bei der Herstellung von hydraulischen Turbinenmotoren eingesetzt werden, sind eine kontrollierte Umwandlung bei der sich die Menge und die Natur der Gefügebestandteile in Abhängigkeit von den Wärmebehandlungsbedingungen verändern können.

Die mikroskopischen und Röntgenstrahluntersuchungen gestatten die Beurteilung der Kinetik der Phasenausscheidungen beim Anlassen der o.g. Stähle, nach dem Lösungsglühen (1050 ± 10 °C/Luft).

Dank der günstigen Werte der Zugfestigkeit, der Härte und der Kerbschlagzähigkeit bei der Anlasstemperatur von 600 ± 10°C im Falle des $T_0 8$-Stahls beziehungsweise 400...500 °C im Falle des $T_0 9$-Stahls werden die betreffenden thermischen Parametern angewandt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 18—23

DK: 669.14.018.252.3

Coșmeleață, Georgeta, Mihai, M., Bane, M., Denghel, N. und Șchiopu, Maria: **Erforschungen angesichts der Bestimmung der strukturellen Eigenschaften mit ca. 3% W, 3% Mg und 3% Nb wirtschaftlich legierten Schnellarbeitsstahl**

In der Arbeit werden einige Erforschungen die für die Festsetzung der Bedingungen der End-Wärmebehandlung durchgeführt wurden, sowie die Ergebnisse der Umwandlungen die während der Erwärmung der Martensithärtung (während dem Anlassen) stattfinden, die Erklärung einiger Mechanismen die beim Ansteigen der HRC-Härte nach dem Anlassen sowie die Ergebnisse die mit dem Ziel des Nachweises der verschiedenen Arten von Karbiden aus dem Schnellarbeitsstahl studiert, die zur Erklärung einiger Aspekte der Verfeinerung des austenitischen Kornes und der Sekundäraufhärtung, indem auch die Behandlungsschemas gezeigt werden, dargestellt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2, p. 24—28

DK: 621.746.043: 669.162.275.144

Popa, Al. : **Einfluss der Kokillendrehzahl auf den Bruchwiderstand des zentrifugal gegossenen Graueisens**

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 29—31

DK: 662.765.4

Sofroni, L., Mărginean, I., Săbău, Teodora und Ștefănescu, Fl.: **Darstellung der Vergasungsmodelle durch die Expandierung des Polystyrens in der Matrize**

In der Arbeit werden die Vorteile des Einsatzes des expandierten Polystyrens bei der Herstellung der Vergasungsmodelle sowie einige experimentelle Daten betreffs des mechanischen Bruchwiderstands während der Biegung und die zeitliche Stabilität (massenmässig, ausmassmässig) des o.g. Werkstoffs dargestellt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 32—34

DK: 621.746.01: 621.743.52

Săbău, Teodora, Ștefănescu, Fl., Mărginean, I. und Bălașa, Cristina: **Einige Erforschungen zu den Einsatzmöglichkeiten des Alkoholkerngemisches als Bindemittel**

Die Arbeit bezieht sich zum Einsatz des polyinylischen Alkohols als Bindemittel für Kerngemische. Es werden die experimentellen Ergebnisse angesichts des Einflusses der Bindemittelmenge auf den mechanischen Widerstand des Gemisches während der Kompression sowie die Vorteile des Einsatzes des betreffenden Werkstofftyps bei der Herstellung der Kerne dargestellt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 35—39

DK: 620.193

Iulian, Olga, Constantinescu, Maria und Bălăceanu, Anca: **Korrosionsverhalten des Silumins in sauren Lösungen**

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 38—39

SOMMAIRE

CD: 6201014

Năstase, L.: **Principes et methodes modernes de commande** (3-ième partie)

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2, p. 7—10

CD: 622332

Șontea, S., Văduvoiu, Gh. et Tărită, Daniela: **Considérations sur les possibilités d'améliorer la période d'exploitation des outillages pour les carrières d'extraction du lignite**

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 10, p. 11—13

CD: 6661: 003312

Prisecaru, M., Pănoiu, N. et Prisecaru, T.: **L'analyse des possibilités de combustion des déchets solides résultés à la suite de la fabrication des électrodes sidérurgiques**

A partir des caractéristiques de ces déchets, on examine les possibilités de broyage, d'allumage et de combustion en installations spécialement construites au à faibles modifications. On présente également quelques conclusions concernant les voies à suivre afin d'augmenter le rendement du processus de combustion des électrodes sidérurgiques.

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 14—17

CD: 669140188

Truşculescu, M., Mitelea, I., Budău, V., Liță, M.: **La cinétique des processus de précipitation dans les aciers inoxydables austenitiques — ferritiques—martensitiques utilisés dans l'énergétique hidraulique**

Les aciers T08 et T09 utilisés à la fabrication des rotors des turbines hidrauliques présentent une transformation contrôlée dont la proportion et la nature des constituents peuvent être modifiées en fonction des conditions du traitement thermique.

On étudie par analyses microscopiques et par analyses à rayons la cinétique de la précipitation de phases au cours du revenu de ces aciers après la trempe de mise en solution (1050 $\pm$ 10°C/air).

Etant connues les bonnes caractéristiques de la résistance à la rupture, de la durété et de la résilience aux revenues de 600 $\pm$ 10°C pour l'acier T08 et aux températures de 400—500°C pour l'acier T09, on recommande l'utilisation de ces régimes.

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 18—23

CD: 669140182523

Cosmeleață, Georgeta, Mihai, M., Bane, M., Denghel, N. et Șchiopu, Maria: **Recherches concernant la détermination des caractéristiques structurales d'un acier rapide économiquement allié à 3% W, 3% Mg et 3% NS**

L'article présente les recherches effectuées afin de déterminer les conditions du traitement thermique final; les résultats obtenus concernant les transformations qui ont lieu au cours du chauffage de la martensite de trempe (au revenu) et qui permettent la clarification de certains mechanismes qui contribuent à l'augmentation de la dureté HRC aprés le revenu, de même que les résultats obtenus concernant l'identification des types de carbures qui existent dans l'acier rapide étudié en divers étants, qui font possible la clarification de certains aspects concernant le finissage du grain austénique et la durification secondaire, tout en mentionnant les schèmes de traitement.

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 24—28

CD: 621746043: 669275144

Popa, Al.: **L'influence du nombre de tours de la coquille sur la résistance à la rupture des fontes grises coulées par centrifugation**

Metalurgia 43 (1990), nr. 1—2 p. 29—31

CD: 6627654

Sofroni, L., Mărginean, I., Sabău, Teodora et Ștefănescu, Fl.: **La fabrication des modèles gazificables par l'expandation du polystyrène en matrice**

Les auteurs présentent les avantages de l'utilisation du polystyrène expandé pour fabriquer des modèles gazeificables de même que les données expérimentales concernant la résistance mécanique à la rupture à la flexion et la stabilité en temps de ce matériel.

Metalurgia 42 (1991) nr. 1—2 p. 32—34

CD: 62174601: 62174352

Sabău, Tedora, Ștefănescu, Fl. Mărginean, I. et Bălașa, Cristina: **Recherches concernant la possibilitè de l'utilisation de l'alchool en tant que liant pour les sables à noyaux**

L'article analyse la possibilité d'utiliser l'alchool polyvinylique en tant que liant pour les sables à noyaux. On présente les résultats expérimentaux concernant l'influence de la quantité de liant sur la résistance mécanique à la compression du sable à noyaux de même que les avantages de l'utilisation de ce type de matériel pour confectionner les noyaux.

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 35—39

CD: 620193

Iulian, Olga, Constantinescu, Maria et Bălăceanu, Anca: **Le comportement à la corrosion du silumin en solutions acides**

Metalurgia 43 (1990), nr. 1—2 p. 38—39

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 629.1.014

Нэстасе, Л.: **Принципы и современные методы управления (часть III)**

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 7—10

ДК: 622.332

Шонтеа, С., Вэдувою, Г. и Тэрицэ, Даниела: **Соображения относительно возможностей улучшения лигнита срока службы оборудования для экстрактивных карьер**

Metalurgia 43 (1991) nr. 1—2 p. 11—13

ДК: 666.1.003.312

Присекару, М., Пэною, Н., Михэиеску, Л. и *Присекару, Т.:* **Анализ возможностей сгорания твердых отходов от производства металлургических электродов**

На основе проведенных опытов представлены выводы относительно пути для улучшения эффективности процесса горения твердых топливных отходов из которых изготовляются металлургические электроды. Исходя от характеристик этого отхода рассмотрены возможности его помола, зажигания и горения в специально сооруженных установках или с минимальными изменениями.

Metalurgia 43 (1991) nr. 1—2 p. 14—17

ДК: 669.14.018.8

Трушкулеску, М., Мителя, И., Будэу, В., Лицэ, М.: **Кинетика процессов осаждения в нержавеющих аустенито-феррито-мартенситных сталях, применяемые в гидравлической энергетики**

Стали ТО8 и ТО9, используемые в производстве роторов гидравлических турбин представляют контролируемое превращение в котором количество и природа составляющих могут изменится в зависимости от условий термической обработки.

С помошью микроскпического и рентгеновского анализа представляется кинетика выпада фаз во время отпуска этих сталей после закалки в растворе (1050 ± 10°C/воздух).

Metalurgia 43 (1991) nr. 1—2 p. 18—23

ДК: 669.14.018.252.3

Кошмеляцэ, Джеорджета, Михай, М., Бане, М., Денгел, Н. и Шкиопу, Мария: **Исследования по определению структурных характеристик быстрорежущей стали экономически легированная 3%W, 3%Mg и 3%Nb**

В работе представлены проведеные исследования по определению условий конечной термообработки; полученные результаты относительно превращений при нагреве закалочного мартенсита (при отпуске) позволяют выявить механизмы ведущие к повышению твердости HRC после отпуска, а также и пролученные результаты по опознованию существующих типов карбидов в быстрорежущей стали исследуемом в различных состояниях, выясняющие виды по отделки аустенитного зерна и вторичному твердению, устанавливая схему обработки.

Metalurgia 43 (1991) nr. 1—2 p. 24—28

ДК: 621.746.043: 669.162.275.144

Попа, А.: **Влияние оборотов кокильи на прочность на разрыв центробежных литых серых чугунов**

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 29—31

ДК: 662.765.4

Софрони, Л., Мэрджинеану, П., Сэбэу, Теодора и Штефэнеску, Ф.: **Разработка газифицируемых моделей вспучением полистирола в штампах**

В работе представлены преимущества применения вспученного полистирола для разработки газифицируемых моделей, а также и экспериментальные данные относительно механической прочности при изгибе и определение во времени (массовое и размерное) этого материала.

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 32—34

ДК: 621.746.01: 621.743.52

Сэбэу, Теодора, Штефэнеску, Ф., Мэрджинеан, И и *Бэлаша, Кристина:* **Исследования возможности применения стержневых смесей со спиртом как связывающее вещество**

Работа касается применения качественного поливинилового спирта в качестве связывающего вещества для стержневых смесей. Представлены экспериментальные результаты относительно влияния пропорции связывающего вещества на механическую прочность на сжатие смеси, а также и преимущества применения этого типа материала при производстве стержней.

Metalurgia 43 (1991), nr. 1—2 p. 35—39

ДК: 620.193

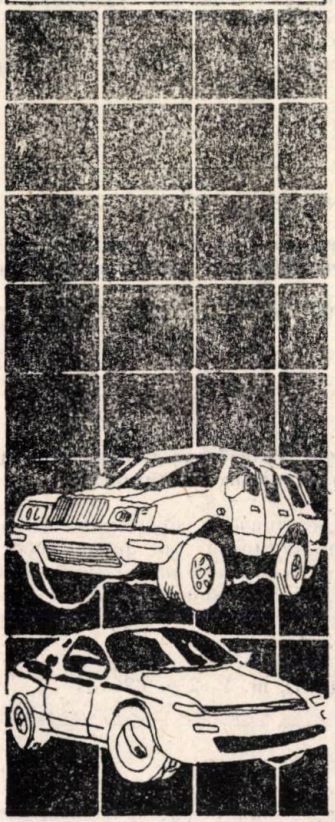
Юлиян, Ольга, Константинеску, Мария и Бэлэчану, Анка: **Поведение при коррозии силумина в кислых растворах**

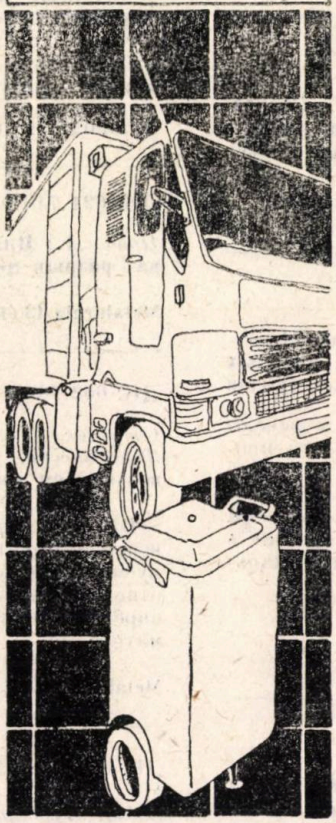
Metalurgia 43 (1990), nr. 10, p. 38—39

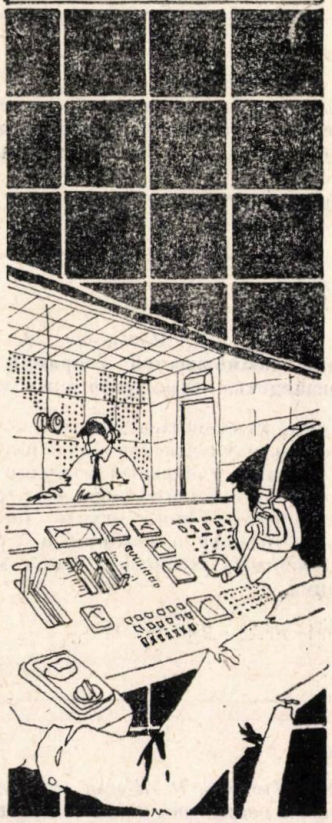
aem
INTREPRINDEREA DE APARATE ELECTRICE DE MASURAT

aem
INTREPRINDEREA DE APARATE ELECTRICE DE MASURAT

aem
INTREPRINDEREA DE APARATE ELECTRICE DE MASURAT







REDAC 625M
START 20

REDAC 625 M

Redresor pentru încărcat baterii de acumulatoare auto tip REDAC 625 M

START 20

Ajutător pornire la rece motor autoturisme și redresor pentru baterii auto START 20

Datorită disjunctorului, redresorul precum și bateria care se încarcă sînt protejate în cazul supracurenților, scurtcircuitelor sau legării greșite a polarității bornelor.

aem

TIMISOARA 1900
CALEA BUZIASULUI 26
TELEFON 64507

IPATR-O

Instalația pentru pornirea autovehiculelor pe timp rece, încărcarea și verificarea bateriilor de acumulatoare este destinată următoarelor scopuri:

- pornirea motoarelor autovehiculelor în tampon cu bateria acestora pe timp friguros sau cînd bateria este descărcată;
- încărcarea bateriilor de acumulatoare de 12V și 24V cu capacități între 8 Ah și 150 Ah în regim de încărcare lentă sau rapidă;
- controlul capacității bateriilor de 12V și 24V;
- efectuarea operațiilor de desulfatare prin cicluri de încărcare-descărcare

aem

TIMISOARA 1900
CALEA BUZIASULUI 26
TELEFON 64507

MULTIMETRE IN M476

MAVO 35

Mărimi de măsurat curent continuu, tensiune continuă, curent alternativ, tensiune alternativă, rezistență electrică, nivel semnal AF

MAVO 1

Mărimi de măsurat: curent continuu, tensiune continuă, tensiune alternativă, rezistență electrică

Aparat indicator de nivel tip M 476

Este folosit în aparatura electronică de larg consum de tip monocanal și unifuncțională, fiind conectat în circuite electrice alimentate de la surse de tensiune mică.

Masa: 0,025 kg

Dimens. gabarit 45×33,5×19 mm

aem

TIMISOARA 1900
CALEA BUZIASULUI 26
TELEFON 64507

Ing. L. Năstase
Departamentul Industriei Metalurgice

PRINCIPII ȘI STILURI MODERNE DE CONDUCERE
(*Partea a III-a*)

CZ: 629.1.014

Elemente de teoria motivației

Dacă la începuturile ei teoria motivației personalului a avut un caracter de noutate și abstracție, în prezent se poate spune că aceasta a cîștigat mai mult teren, datorită aplicabilității ei în practică.

Deci, specialiștii în domeniu au trecut treptat de la elaborarea unor teorii cu caracter general spre o rezolvare de ordin practic și de verificare a acestor teorii în mediile de muncă. Există în prezent, preocupări pentru proiectarea postului, participare și stabilire de obiective, în funcție de teoria motivației și de aplicațiile acesteia.

Ca un efect secundar a crescut importanța acordată conducerii personalului și, în special, aplicarea științelor comportamentale pentru a asigura o conducere eficientă a resurselor umane.

O dată cu evoluția formelor de organizare a muncii au fost elaborate și noi metode de motivare a personalului, obiectivul fiind atît antrenarea personalului la elaborarea soluțiilor cît și aplicarea lor. Antrenarea personalului la elaborarea unor soluții implică unele consecințe și în domeniul remunerării și, în acest sens, multe firme și-au creat un sistem de recompensare financiară a ideilor și a unui întreg ansamblu de parametri, care nu includ numai cantitatea realizată ci și alte criterii, cum ar fi : calitatea, prezența la locul de muncă, cheltuielile, termenele de realizare etc.

Desigur că funcționarea unui astfel de sistem cere să i se consacre timp, iar firmele care au trecut la aplicarea lui nu sînt din cele cu rezultate slabe, deci există convingerea că acest timp este de fapt un timp productiv.

Motivația trebuie să apară încă de la angajare. Cînd o firmă face angajări trebuie să răspundă la întrebarea : „Cum se poate constata că angajatul potențial este motivat?" De fapt, realitatea este că marea majoritate a angajaților vor fi motivați, în cazul unui mediu adecvat de muncă. Deci, trebuie să existe o compatibilitate între mediul de muncă și valorea unui angajat.

În politica de personal este necesară introducerea „interviului de angajare" care, în primul rînd, va determina valoarea candidatului la angajare și dacă aceasta este compatibilă cu viitorul loc de muncă. Astfel, principala problemă în procesul de angajare nu este aceea de a găsi indivizi motivați, ci de a pune „omul potrivit la locul potrivit".

Pentru responsabilii cu probleme de personal, selecția și angajarea cadrelor vor constitui o sarcină dificilă, în acest sens, și datorită noilor cerințe de calificare.

S-a creat chiar conceptul de marketing de personal, concept care s-a extins de la publicarea anunțurilor ofertelor de serviciu, pînă la utilizarea eficientă a forței de muncă.

Atitudinea față de muncă. Sociologii au abordat problematica motivației prin studierea atitudinii față de muncă și au subliniat tendința de urmărire a unor obiective și recompense în muncă, care există independent de natura și contextul muncii.

Unii sociologi au considerat că munca este un mijloc orientat spre cîștigul banilor pentru ca mai apoi să dea posibilitatea de a cumpăra bunuri.

Însă studiul britanicilor Blackbum și Mann a contribuit la modificarea acestei impresii, constatînd o gamă mai largă de atitudini față de muncă. Acest studiu corectează impresia că toți angajații au aceeași atitudine față de muncă, cu implicații asupra selecției.

În acest sens, cei care vor efectua selecții de personal vor trebui să ia în considerare obiectivele lucrătorilor și să analizeze măsura în care mediul le va permite să le îndeplinească.

Metoda atitudinii față de muncă pune accentul pe importanța mediului social, minimalizînd importanța cerințelor instinctive.

Motivare sau stimulare. Motivația este generatorul intern al individului, fiind independentă de stimulii externi, conducîndu-l la decizia de a-și îndeplini sarcinile de bună voie.

Stimularea necesită o întărire permanentă și are rezultate pe termen scurt, pe cînd motivația reală se bazează pe cerința de dezvoltare a cărei avantaje se manifestă pe termen lung.

Întrucît recompensa finală este dezvoltarea personală nu sînt necesare recompense crescînde.

Deci, chiar dacă manifestările comportamentale ca rezultat al stimulării și motivației par asemănătoare, consecințele în perspectivă au o dinamică diferită.

Importanța factorilor de mediu

Numeroase studii și cercetări întreprinse au scos în evidență faptul că factorii care generează satisfacția în muncă (motivația) se deosebesc de cei care determină insatisfacții în muncă.

Deci se poate spune că factorii care determină satisfacția sau insatisfacția în muncă sînt diferiți, fapt care conduce la concluzia că cele două sentimente nu sînt total opuse, în ambele cazuri fiind vorba doar de absența celeilalte. Una din cerințele ființei umane este de a obține succese care să aibă drept rezultant dezvoltarea. În mediul industrial aceasta se regăsește în conținutul muncii, pe cînd comportamentul de evitare al neplăcerilor se află în mediul de muncă.

Factorii de motivare incluși în muncă vor fi deci succesul, recunoașterea succesului, simțul responsabilității, progresul.

Pe de altă parte factorii de mediu, exteriori muncii în sine, de evitare a insatisfacției vor fi politica firmei, conducerea, condițiile de muncă, relația cu subordonații și sentimentul de siguranță.

În urma unor studii efectuate pe loturi mari de angajați au fost analizați factorii determinanți ai satisfacției și insatisfacției în muncă. Rezultatul a fost faptul că satisfacția în muncă o constituie, în proporție de 81% de cazuri, factorii de motivare, iar insatisfacția în muncă este provocată, în procent de 69% din cazuri, de factorii de mediu.

Analiza acestor studii a permis să se tragă cîteva concluzii asupra acestor factori, și anume :

— organizarea corespunzătoare a muncii care produce eficiență și, deci, atitudine faborabilă față de muncă ; sistemul de stimulare care trebuie să fie astfel planificat încît să valorifice cît mai eficient capacitatea angajaților ; importanța atmosferei sociale și psihologice a organizației.

Tendințe în teoria motivației

Teoria așteptării (*speranțelor*). Principiul de de bază al acestei teorii afirmă că motivația accentuată va exista atunci cînd angajatul va percepe o legătură intre efort, performanțe și recompense.

Măsura în care efortul va determina performanțe superioare depinde, în mare măsură, de gradul de calificare, de experiența acumulată și de precizia cu care evaluează cerințele funcției sale.

În plus, teoria așteptării presupune că angajații se implică în preluarea informațiilor și în luarea deciziilor.

Teoria așteptării oferă o bază utilă pentru înțelegerea și influența motivării, fiind, în același timp, și o metodă de concepție și diagnosticare care va putea indica variabilele eare trebuie să fie examinate, pentru a înțelege motivația și realizările, și care va putea indica măsurile care trebuie să fie luate pentru a îmbunătății motivația și pentru ameliorarea legăturii percepute între efort, performanțe și recompense.

Conform teoriei așteptării, conducerea unui obiectiv, pentru a avea o forță de muncă puternic motivată, va acționa în următoarele direcții :

— identificarea scopurilor și valorilor forței de muncă și urmărirea atitudinilor acesteia ;

— se oferă recompensă legată de realizări pe bază individuală, nu pe bază generală ;

— să comunice modul în care se acordă recompensele, pentru a se putea facilita înțelegerea legăturilor dintre realizări și recompense ;

— să se asigure faptul că subalternii au cunoștințele și calificarea necesară pentru funcția pe care o îndeplinesc.

Teoria așteptărilor afirmă că reproiectarea postului unui angajat va trebui să îmbunătățească raportul dintre eforturi și realizări, avînd totodată și un puternic efect de motivare asupra acelora care apreciază recompensele legate de efectuarea unei activități interesante și stimulatoare.

Teoria obiectivelor. Teoria obiectivelor susține că se poate obține o bună motivare a personalului cu realizări remarcabile ale indivizilor, dacă acestora li se vor stabili obiective specifice locului de muncă, dacă aceste obiective sînt dificile dar acceptate.

Rezultatele obținute din studiile aplicate, conform teoriei obiectivelor, au fost în general favorabile, indicînd faptul că indivizii sînt motivați cînd au un obiectiv specific și dacă există un feed-back privind realizările.

Feed-backul privind realizarea obiectivului este esențial în special în vederea acceptării unor obiective ulterioare mai dificile.

Stabilirea obiectivelor de către conducere va trebui făcută pe baze reale, nebirocratice ținînd seamă atît de strategia de dezvoltare a întreprinderii, cît și de posibilitățile de realizare ale indivizilor.

Modificarea comportamentului. O componentă esențială a teoriei motivației o constituie aspectul comportamental al indivizilor, modalitatea prin care sînt create condițiile de asigurare a unui comportament adecvat.

În acest context, modificarea comportamentului reprezintă o caracteristică cognitivă a teoriei motivației, cuprinzînd, în mare, următoarele etape : identificarea comportamentului care urmează să fie modificat în termenicomportamentali precișI ; identificarea factorilor ce influențează comportamentul, cum ar fi stimularea, îndrumarea, controlul etc. ; consolidarea realizărilor dorite de către conducere

prin apreciere și feed-back; evaluarea noilor performanțe.

De fapt, modificarea comportamentului reprezintă și o componentă a stilului de conducere și, în același timp, o metodă de a stabili clar genul de comportament urmărit. Este foarte greu de stabilit cu precizie comportamentul corect pentru activități în afara rutinei, mai ales într-o colectivitate cu o mare diversitate de indivizi.

Realitatea a dovedit că activitatea de conducere va fi influențată de comportamentul și reacțiile subalternilor în aceeași măsură în care stilul de conducere va influența comportamentul angajaților. Preocuparea de bază este deci abordarea acelor metode de conducere care vor avea efect maxim asupra comportamentului angajaților.

Teoria rezistenței. Teoria rezistenței afirmă că atunci cînd sînt periclitate libertatea și controlul asupra factorilor externi ai unui individ, acesta va fi promovat pe plan motivațional să-și recîștige aceste deziderate. Pericolul acestei situații constă în faptul că orice angajat, dacă va constata că nu poate controla factorii externi și nu poate reduce incertitudinea, va trăi un proces de renunțare cu efecte negative asupra realizărilor sale.

Din identificarea principalelor tipuri de variante pe care le utilizează individul pentru a explica succesele sau eșecurile sale se desprind următoarele: aptitudinile, efortul, norocul și dificultatea. Față de aceste variabile, individul își va explica poziția sa la un moment dat și va acționa în consecință.

De exemplu, în explicarea motivului pentru care s-a primit o primă mare, unii o pot atribui norocului, alții propriilor eforturi. Cei dintîi nu vor desfășura mari eforturi în viitor, considerînd că recompensa nu a depins de ei, pe cînd ceilalți vor manifesta o motivare intensă fiind conștienți că recompensa s-a datorat eforturilor proprii.

Pentru cadrele de conducere preocupate de problema motivației va fi esențială înțelegerea modului de interpretare a evenimentelor de către angajați și a influențelor care se exercită asupra lor.

Perceperea legăturilor dintre efort —realizări — recompense este susceptibilă de a se schimba prin efortul conducătorului, care prin feed-backul și comunicarea corectă a informațiilor va influența probabilitatea unei motivări continue, superioare.

Motivarea personalului — o necesitate. Simptomele demotivării. Înainte de a aborda problematica motivării personalului trebuie să se cunoască simptomele demotivării care pot ajuta la înțelegerea cauzelor care le generează și modalitățile de a le contracara.

Totul trebuie privit în contextul climatului social și al adaptării la evoluțiile tehnice și economice ale indivizilor care uneori pot fi lungi, dificile, chiar imposibile.

Evoluția tehnică rapidă va creea uneori situația de a nu mai fi valabile unele decizii anterior luate, iar nerecunoașterea acestor situații va determina comportamente negative atît din partea conducătorilor, cît și din partea subordonaților.

Cînd un conducător de orice nivel ierarhic ia o decizie, va provoca automat o variație economică. Lipsa de competență a unora dintre ei va determina tendința de a ocoli dimensiunile economice și sociale ale problemelor creînd în felul acesta o stare de ambiguitate, care va fi întotdeauna sesizată de subordonați și interpretată ca atare.

Și pe plan social evoluțiile au fost rapide, ajungîndu-se de la individul care manifesta cerințe primare, la individul care dorește ca întreprinderea să devină locul unde poate să-și satisfacă cerințele de valorificare și de creștere a nivelului de trai.

Pentru aceasta, individul va aștepta de la conducătorii săi recunoașterea acestor necesități. Apare, astfel, un decalaj între exigență și răspuns, deci vor apărea și insatisfacțiile.

În fața acestor necesități ale evoluției, întreprinderile se pot adapta sau nu, dar motivarea personalului va depinde în mod direct de gradul de adaptare.

Inadaptarea la cerințele momentului va genera ezitări și sentimente de insecuritate care, în final, vor produce insatisfacții.

La toate acestea se vor adăuga și dificultățile mari datorate rezolvării rapide a unor situații dificile din ce în ce mai numeroase, pe care sistemul nu le mai poate stăpîni dar cu care se confruntă.

Condițiile motivației. Condițiile motivației vor fi cercetate și analizate în contextul condițiilor sociale, tehnice și economice ale unei întreprinderi, condiții care vor determina factorii de mediu cu implicații directe asupra satisfacției în muncă a personalului.

Dacă se intenționează crearea condițiilor propice motivării personalului trebuie analizate fiecare din aceste condiții și modalitățile de ameliorare a acestora, ținînd seamă și de dependența lor față de organizarea funcțiunilor și de stilul de conducere.

Angajatul va avea un sentiment de utilitate numai dacă constată că acțiunile sale au rezultate, care devin utile și dacă este convins că eforturile sale nu sînt izolate, iar în obținerea rezultatelor sînt implicate și alte forțe.

Angajatul va avea sentimentul progresării și îmbunătățirii experienței dacă direcțiile în care este îndrumat îi solicită efortul, iar investițiile personale i se par utile și eficiente, dacă i se va explica orientările și strategia întreprinderii, dacă există un consens real de aplicare și

control și dacă i se va asigura participarea la concursuri de instruire sau perfecționare.

Angajatul va avea sentimentul că este apreciat : dacă constată la conducătorii săi dorința de a-l vedea progresînd și de a-l ajuta în caz de dificultate, dacă un succes al său este urmat de o remunerare, o promovare, sau orice altă formă de apreciere și dacă colegii de muncă sau chiar conducătorii săi îi vor solicita colaborarea sau și-o propun pe a lor.

Toate aceste premise minime nu pot fi asigurate decît în cadrul unei structuri adaptabile politicii întreprinderii, cu oameni competenți la toate nivelurile, care să stăpînească instrumente de conducere și gestiune a rezultatelor perfect adaptate la funcțiile proiectate.

O concepție sănătoasă de muncă și responsabilitate asociată cu ideea de rezultat pot constitui premisa unei activități eficiente și un personal perfect motivat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Faipar — nr. 1/1988 — Ungaria
[2] Supervisory Management — nr. 5/1985 — S.U.A.
[3] Direction et gestion des entreprises — nr. 3/85 — Franța
[4] Bör es cipo Tehnica — nr. 12/1985—Ungaria
[5] L'usine nouvelle produire — nr. 38/1985 — Franța
[6] Personel Management mai 1984 — Marea Britanie
[7] Harward Business Review — sept. — oct. 1987 — S.U.A.
[8] Management Solutions — nr. 1/1987 — S.U.A.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 6, 1990

Tratamentul QST al grinzilor profilate grele, p. 39—Tratamentul în baia de sare al sîrmei de oțel, p. 51 — Laminarea de înaltă precizie a barelor de oțel cu ajutorul unui laminor în profiluri fine și unui laminor pentru sîrmă, la firma Moas Stahl AG (Lucerna, Elveția), p. 59 — Încercare privind parametrii procedeului de placare prin laminare, p. 67 — Instalarea unui sistem de schimbare a recipientului într-o instalație de înnobilare prin imersie prin topire din uzina Krentztal-Eichen a firmei Hoesch Stahl AG, p. 83 — Încercări experimentale și matematice privind transportul cald al semifabricatelor turnate continuu, p. 97 — Izolația termică îmbunătățită a cuptoarelor de încălzire prin utilizarea fibrelor izolante ceramice, p. 109 Influența măsurilor de funcționare asupra formării condensatului coroșiv în timpul funcționării recuperatoarelor, p. 121 — Procedee de încercări moderne metalografice, p. 133 — Coroziunea fisurantă sub tensiune a elementelor de construcție din oțel inoxidabil, în halele cu bazin, p. 141.

Giesserei, R. F. G., nr. 9, 1990

Sesiunea de turnătorie '90 din orașul Karl-Marx-Stadt, p. 301 — Compararea cheltuielilor pentru alimentatori naturali și alimentatori cu utilizări externe ale fontei de turnătorie cu grafit nodular, p. 312 — Principii electronice ale controlului de proces al instalațiilor de turnare sub presiune, p. 316 Sinteză bibliografică anuală asupra fontei de turnătorie cu grafit lamelar (urmare 27), p. 319.

Giesserei, R. F. G., nr. 10, 1990

Utilizarea cuptoarelor cu pat turbionar prin înlocuirea băilor de sare pentru tratamentul termic al oțelurilor de scule, p. 337 — Aptitudinea de lipire a aliajului GD—A.Si9Cu3 la turnarea pieselor turnate sub presiune, p. 344 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării sub presiune. Partea a 2-a. Tehnologie (urmare 27), p. 352.

ISIJ International Japonia, nr. 5, 1990

Metodă de observare a precipitațiilor fine în aliaje cu ajutorul unui microscop cu ioni de cimp, p. 341 — Analiza vitezei de reducere a hidrogenului din peletele de wustită poroasă pe baza modelelor de reacție pe zone, p. 347 — Studiu pe model al timpului de menținere a stropilor de metal din zgură la elaborarea oțelului în convertizorul cu insuflare de oxigen, p. 356 — Insuflarea simultană a cărbunelui pulverizat și a dolomitei prin gurile de vînt ale furnalului, p. 362— Reprezentarea matematică a vitezei, temperaturii și fracției solide într-o topitură de solidificare agitată electromagnetică, p. 372 — O apreciere a fenomenelor de încălzire și a fenomenelor de curgere a fluidelor în interiorul arzătoarelor cu plasmă din sistemele cu arc netransferat, p. 381 — Efectele segregării fosforului la limitele grăunților, tratamentul termic asupra tenacității oțelului cu conținut de Ni în proporție de 9% și îmbinările sudate ale acestuia, p. 390 — Comportarea la coroziune a sistemului Fe—Cr—V—Ru în soluție reducătoare de acid, p. 397 Procedeu de lipire a aluminei cu cuprul, realizat prin utilizarea stratului de aliaj de Cu—Ti—Co, p. 403.

Prof. dr. ing. S. Șontea
ing. Gh. Văduvoiu și
ing. Daniela Țărâță
Universitatea din Craiova

CONSIDERAȚII ASUPRA POSIBILITĂȚILOR DE ÎMBUNĂTĂȚIRE A DURATEI DE EXPLOATARE A UTILAJELOR PENTRU CARIERELE DE EXTRACȚIE A LIGNITULUI

CZ: 622.332

Condițiile de exploatare a utilajelor care lucrează în carierele de extracție a lignitului sînt extrem de dure. Solicitările în exploatare a acestor utilaje presupun neuniformitate în sarcini, natură dinamică, temperaturi scăzute, coroziune puternică etc.

Pe de altă parte, montarea și demontarea subansamblurilor, în vederea reparației sau înlocuirii, se face cu multă greutate avînd în vedere posibilitățile de manevră reduse.

În vederea îmbunătățirii duratei de exploatare a utilajului, la Universitatea din Craiova și I. U. M. Rovinari s-a studiat situația la două subansambluri, componente ale excavatoarelor grele (rola și zala precum și cuțitele de tăiat) care echipează cupele active [1].

Rezultatele preliminare ale studiului sînt prezentate, pe scurt, în această lucrare, iar valorificarea lor ar produce, pe lîngă prelungirea duratei de exploatare, și substanțiale reduceri ale costurilor de materiale și energie.

În figura 1 se prezintă desenul unei zale care face parte din ansamblul de tractare a excavatorului de 2000 t/h care, în timpul exploatării, se uzează pe zona hașurată, ca urmare a contactului permanent cu rola prezentată în figura 2.

Soluția de recondiționare adoptată a avut în vedere o durificare mai ușoară pentru rolă și mai puternică pentru zala care este un subansamblu mai pretențios și mai costisitor.

Se menționează, de exemplu, faptul că greutatea anuală aproximativă a maselotajului, necesar turnării zalelor, este de 296 t oțel, în timp ce piesele au greutatea netă de 363 t. În ceea ce privește rolele, maselotele reprezintă anual 40 t, iar greutatea netă a pieselor este de 160 t.

Atît zalele cît și rolele se toarnă dintr-un oțel cu 0,26% C, 1,2% Mn și 1,1% Si care, după călire la 860°C și revenire la 560°C, are duritatea 250 daN/mm².

Considerînd posibilitățile materialelor care se pot utiliza și aproviziona, încercările au început cu încărcarea pentru durificare a unor probe din acest oțel cu sîrmă din oțel de rulment. Tehnologia de încărcare abordată a fost sudarea în mediu de bioxid de carbon. Regimul de lucru folosit a fost următorul : diametrul sîrmei 1,6 mm ; viteza de sudare 9 Ω/h ; curentul 140 A ; tensiunea 26 V.

Durităților obținute în straturile depuse au variat între 460 și 473 daN/mm², determinate după metoda Vickers, greutate 5 daN. Materialul depus are o structură bainitică formată din carburi și ferită (fig. 3), iar zona influențată termic are o structură perlitică globulară (fig. 4).

Alte încercări s-au executat cu electrozi din oțeluri aliate, respectiv EI Cr VS, de compoziție : 0,7% C ; 1,3% Si ; 2% Cr ; 0,2% V. Regimul de sudare a fost următorul : curent continuu, polaritate inversă ; intensitate 120 A, tensiune 40 V ; diametrul electrodului 3,25 mm.

Durităților obținute în straturile încărcate au fost 480 daN/mm², determinate după metoda Vickers, cu sarcina de 5 daN/mm², iar structura martensitică.

Cuțitele pentru excavatoare executate în trei variante se toarnă în prezent din același oțel perlitic turnat cu 0,26% C ; 1—1,3% Mn și 0,9—1,1 % Si care, după detensionare și îmbu-

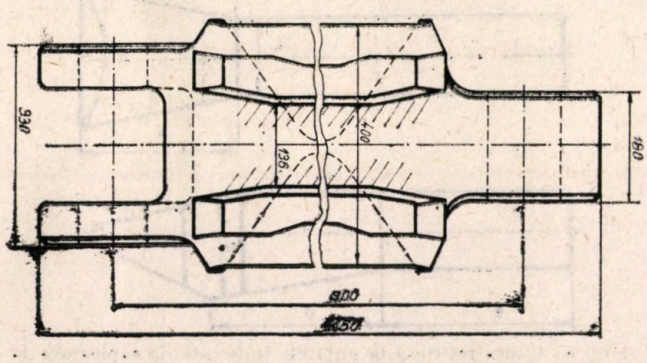


Fig. 1

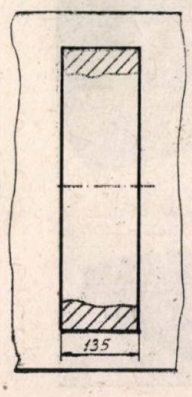


Fig. 2

Fig. 1. Zala din ansamblul de tractare a excavatorului

Fig. 2. Rola din ansamblul de tractare a excavatorului

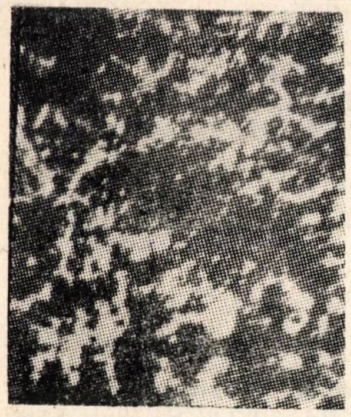


Fig. 3

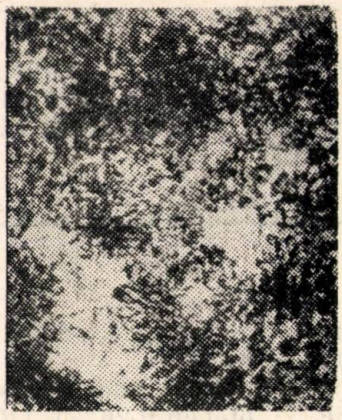


Fig. 4

Fig. 3. Structura bainitică formată din carburi și ferită; × 200 : 1

Fig. 4. Structura perlitică globulară; × 200: 1

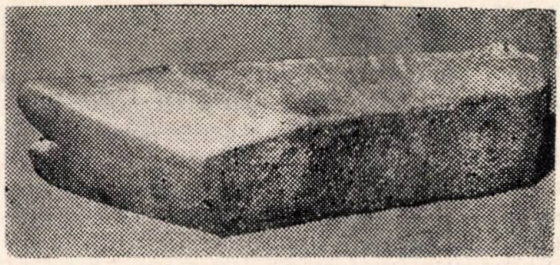


Fig. 5. Capătul unui cuțit activ uzat

nătățire, prezintă o rezistență la rupere de 70—80 daN/mm², alungire relativă 15% și duritate 200—250 daN/mm².

După cca 100 h de funcționare, ele prezintă o uzare aproape totală a capătului activ (fig. 5) care, din punct de vedere masic, reprezintă cca 40—50%.

Experimentările proprii au avut în vedere înlocuirea acestui oțel cu un oțel martensitic, la care elementele de aliere principale sînt manganul și cromul. Acesta a rezistat în exploatare 350 ore, cu o uzură minimă (fig. 6). Se păstrează conturul activ, ceea ce demonstrează că timpul de funcționare putea să fie mai mare, uzura masică fiind doar 5%.

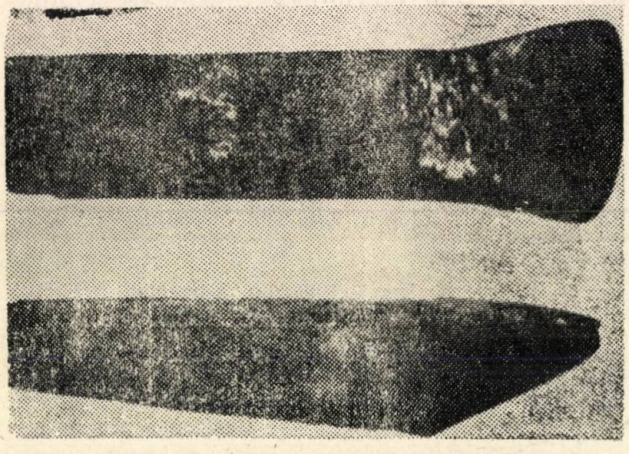


Fig. 6. Cuțit cu uzură minimă după 350 h în exploatare

În figura 7 se specifică rezultatele obținute cu ajutorul acestui nou material, iar în tabelele 1 și 2 se prezintă rezultatele obținute în urma solicitărilor de 350 h a acestor cuțite la I. U. M. Rovinari.

În același program s-a folosit încărcarea prin sudare a unor cuțite cu compoziții martensitice

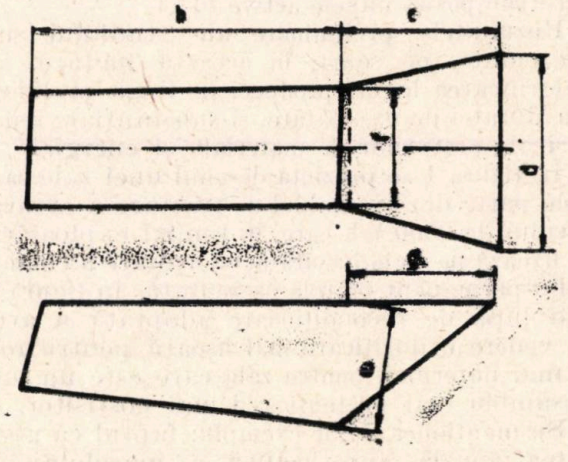


Fig. 7. Rezultatele obținute în urma folosirii noului oțel martensitic

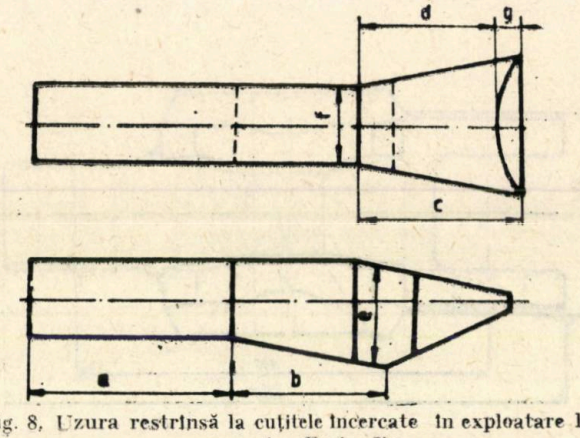


Fig. 8. Uzura restrînsă la cuțitele încercate în exploatare la mina Roșia Jiu

Tabelul 1

Nr. de dinte	Dimensiunea, mm						Masa, kg
	b	c	d	e	f	g	
2	230	89	88	65	60	52	7,9
3	235	85	95	66	67	68	8,25
4	175	85	70	60	57	36	6,3
5	222	65	78	64	60	65	7,1
I.U.M. Rovinari	225	60	60	60	56		

Tabelul 2

Nr. de dinte	Dimensiunea, mm							Masa, kg	
	a	b	c	d	e	f	g	înainte de încercare	după încercare
I	170	70	106	100	70	60	18	7,1	7,6
II	170	65	98	100	80	55	18	7	7,5

asemănătoare care, încercate în exploatare la mina Roșia Jiu, după 350 ore, prezintă aceeași uzură restrînsă (fig. 8) cu păstrarea aproape intactă a conturului activ.

Considerînd și alte măsuri tehnologice de îmbunătățire, (folosirea unor maselote exoterme la turnare sau înlocuirea procedeului de turnare cu cel de matrițare), economiile de oțel, posibile anual pentru cuțite, ar fi de ordinul sutelor de tone, completate cu reduceri substanțiale de energie și manoperă.

I. U. M. Rovinari are în dotare un cuptor electric încălzit prin inducție cu capacitatea de 3 t, în care se poate elabora oțelul martensitic, din care să se confecționeze dinții de tăiere cu o duritate mai mare în exploatare. De asemenea, se pot folosi ușor procedeele de reconditionare propuse atît pentru cuțite, cît și pentru zala și rola, cu încărcarea prin sudare, utilizînd electrozi din fabricația curentă de la I. S. Cîmpia Turzii. Urmează ca această întreprindere să fie ajutată să procure materialele necesare, întrucît valorificarea cercetărilor ar conduce la o îmbunătățire substanțială a timpului de funcționare a utilajelor din carierele bazinului minier Rovinari.

REVISTA REVISTELOR

U.R.S.S., nr. 1, 1990

Mărirea fiabilității duzelor de aer și a gurilor de vînt ale furnalelor, cu eliminarea apei pentru răcirea acestora, p. 1 — Micșorarea stratului superficial dur în fonta în calupuri, p. 3 — Unele particularități ale tehnologiei de elaborare a fontei de turnătorie cu utilizarea combustibilului sub formă de praf de cărbune, p. 6 — Perfecționarea dispozitivelor de încărcare a furnalelor, p. 9 — Sulful în cocsul metalurgic, obținut din cărbune, p. 11 — Introducerea regimului tehnologic de dezoxidare și aliere cu aluminiu a tablei de oțel pentru automobile, cu utilizarea unui control expres al gradului de oxidare, p. 15 — Utilizarea cărbunilor în procesul de elaborare în convertizor, p. 14. Eficiența exploatării la temperaraturi înalte a căptușelii oalelor pentru turnarea oțelului, p. 16 — Utilizarea cărbunilor din zăcămîntul de Subarkolsk, utilizați în producția de oțel de convertizor, p. 18 — Consumul de metal în secțiile degrosisoare și căile de micșorare a acestuia, p. 20— Metodă de alegere a parametrului plasticității tablei subțiri din oțel, ținînd seamă de starea de tensiune-deformare în procesul de formare plastică, p. 22 — Tehnologie nouă de economisire a energiei la fabricarea profilelor laminate subțiri, p. 25 — Analiza uzării rolelor de la bancul de tras țevi la rece, p. 25 — Micșorarea diferenței de grosime longitudinală a țevilor laminate pe instalațiile 140 cu laminor automat, p. 27 — Posibilitățile utilizării tablei din oțel de tip 09G2FB, obținute prin metoda laminării controlate și a tratamentului termic suplimentar, la fabricarea țevilor sudate cu diametru mare, p. 28 — Cercetarea rezistenței la uzură a dispozitivului de stivuire a spirelor de sîrmă de la laminorul 320/150, p. 29 — Particularitățile repartizării fazei sulfurice în profilurile laminate plate, obținute din semifabricatele turnate continuu din oțelurile marca 10—15HSND, p. 31 — Influența durificării termice din căldura de laminare și a rezistenței la rece a oțelurilor pentru dispozitivele de construcție, p. 53 — Deshidratarea cu var activ a concentratelor de minereu de fier fin, măruntite cu umiditate ridicată, p. 43 — Asimilarea tehnologiei de îmbogățire cu utilizarea separatoarelor magnetice de mare productivitate PBM-150/200, p. 45 — Perfecționarea construcției instalațiilor de peletizare cu cupe, p. 48 — Stabilirea duratei raționale de funcționare a mecanismelor hidraulice pe baza analizei ciclogramelor sistemelor de încărcare a furnalului, p. 49 — Aprecierea vibrației mașinii centrifugale orizontale la turnarea semifabricatelor cu gabarit mare, p. 55 — Aspecte ecologice ale funcționării industriei metalurgice, p. 55 — Condiții de încălzire a lingourilor după parametrii energetici și de forță ai laminării pe slebingul 1150, p. 57 — Rezervele micșorării consumului mare de combustibil la elaborarea fontei în întreprinderile metalurgice din Ukraina, p. 60 — Aprecierea și analiza nivelului tehnico-economic al producției la combinatul metalurgic Zaporojstal, p. 63 — O etapă nouă de informatizare a industriei metalurgice, p. 66 — Cercetarea lubrifianților tehnologici cu adaosuri pentru utilajul de aglomerare, p. 69 — Asimilarea tehnologiei de fabricație a șinelor de contact pe laminorul pentru profilurile grele și șine, p. 71 — Durificarea prin borurare a arcurilor aruncătoarelor de nisip pentru căptușirea oalelor, p. 72 — Experiența utilizării inhibitorului la decaparea cu acid clorhidric nomice, juridice și tehnologice ale realizării tehnologiilor cu deșeuri puține și care economisesc resurse, p. 77.

Ing. Mălina Prisecaru I.C.E.M.
dr.ing. N. Pănoiu, dr. ing. L. Mihăiescu
și ing. T. Prisecaru
Institutul Politehnic București

ANALIZA POSIBILITĂȚILOR DE ARDERE A DEȘEULUI SOLID REZULTAT DE LA FABRICAREA ELECTROZILOR SIDERURGICI

CZ: 666.1: 003.312

Caracteristicile energetice ale reziduului solid

În întreprinderile de fabricare a electrozilor siderurgici, tehnologia de fabricație prevede utilizarea unor materiale care, în final, după reutilizări mecanice rezultă ca materiale uzate; acestea au însă proprietăți care permit o ultimă valorificare a lor prin ardere. În acest scop, aceste materiale au fost analizate atît din punct de vedere al unor combustibili energetici, cît și al sistemelor posibile de combustie (ardere în strat, în focare de tip ciclon, în stare pulverizată etc.).

Analiza elementară a indicat următoarele: carbon ($C = 50{,}33\%$); hidrogen ($H^i = 0{,}17\%$); sulf combustibil ($S_c^i = 0{,}93\%$); oxigen și azot ($O^i + N^i = 0{,}57\%$); umiditate totală ($W_t^i = 0{,}40\%$); cenușă ($A^i = 47{,}60\%$). Conținutul de materii volatile este foarte redus ($V^i = 1{,}20\%$), reprezentînd astfel un combustibil cu aprindere grea. Puterea calorică inferioară a avut valoarea $Q_i = 4\,320$ kcal/kg, conținutul de cocs brut a fost $K^i = 98{,}40\%$, iar cel de cărbune fix $C_f^i = 50{,}80\%$. Temperaturile caracteristice ale cenușii sînt: temperatura de înmuiere: $T_1 = 1\,180$°C; de topire: $T_2 = 1280$°C; de curgere $T_3 = 1300$°C.

Calculînd: criteriul de aprindere $K_a = \frac{V^i}{C^i} = 0{,}0478$ și cel de intensitate a arderii $K_i = \frac{A^i}{C_f^i} = 0{,}94$, rezultă că, în conformitate cu aceste criterii de apreciere a combustibililor, deșeul se încadrează în grupa combustibililor cu capacitate foarte redusă de aprindere și în grupa celor cu intensitate medie de ardere, rezultînd nu numai o aprindere foarte grea, dar și dificultăți în menținerea stabilității procesului de ardere, global, condițiile apreciindu-se ca fiind mai dificile decît la antracit.

Posibilitatea arderii în strat

Pentru a putea fi ars în strat, un combustibil trebuie să aibă o anumită granulație și să asigure o porozitate în strat suficientă pătrunderii aerului. Pentru a nu se înfunda spațiul dintre barele grătarului, din combustibil trebuie să lipsească granulele mărunte, care duc la un rest pe sita cu ochiul de 5 mm sub 10% ($R_5 < 10\%$).

Cum reziduul de electrozi siderurgici nu respectă criteriul granulației, ar rezulta ca o singură posibilitate de utilizare în strat, amestecarea acestuia cu un cărbune sortat în domeniul 30—80 mm, într-o proporție de maximum 20%. Se preferă sistemul de ardere cu aruncător mecanic, care permite o ardere în suspensie a fracției de dimensiuni reduse de pînă la 15—25%.

Posibilitatea arderii în focarele de tip ciclon

Focarele de tip ciclon reprezintă instalații de ardere intensificată a combustibililor solizi. Intensificarea arderii se realizează prin creșterea temperaturii din focar și prin creșterea vitezei relative între mediu și particulă. Temperatura în interiorul focarului trebuie să fie peste temperatura de curgere a cenușii, astfel încît zgura să fie evacuată în stare lichidă. Formarea unei pelicule de zgură pe periferia focarului contribuie la mărirea stabilității termice.

În vederea creșterii temperaturii, țevile de răcire care formează focarul ciclon propriu-zis sînt îmbrăcate la interiorul zonei dinspre focar cu material de izolație termică, apărînd astfel o scădere a fluxului termic transmis spre țevi (fig. 1).

Efectul de centrifugare a particulelor și de menținere a peliculei de zgură topită pe periferia focarului se realizează prin insuflarea tangențială a aerului secundar cu viteză mare (100—250 m/s). Combustibilul concasat sau măcinat se introduce axial sau tangențial, aerul primar avînd o viteză mai mică, la o valoare de cca 0,2—0,3 din viteza aerului secundar (el reprezentînd 10—15% din totalul de aer necesar arderii). La introducerea axială a combustibilului acesta poate fi doar concasat la o finețe caracterizată prin restul pe sita cu ochiul de 5 mm, la valoarea $R_5 = 5-6\%$, iar la introducerea secantă (tangențială), acesta trebuie măcinat la o finețe caracterizată prin $R_{0,09} = 65-70\%$.

Temperatura aerului se determină din condiția menținerii în focarul ciclon a unei temperaturi peste valoarea temperaturii de curgere a cenușii.

Distribuția presiunii în focarul ciclon indică o zonă depresionară în zona nucleului central (fig. 2). Acest lucru duce la o aspirație de gaze calde și la formarea unui circuit de recirculație internă (fig. 2) care măresc capacitatea de stabilitate termică.

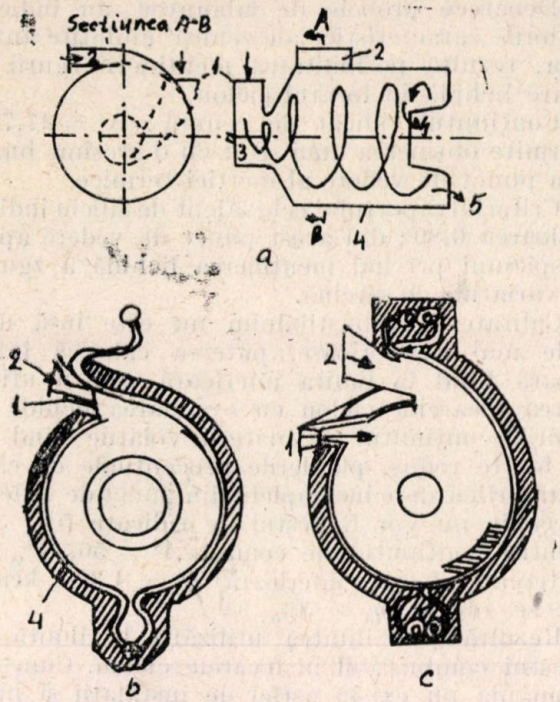


Fig. 1. Elementele constructive ale unui focar ciclon:
a — admisia centrală a combustibilului; *b,c* — admisia secantă a combustibilului; *1* — combustibil; *2* — aer secundar; *3* — traiectoria particulelor; *4* — țevi de răcire; *5* — evacuarea zgurii

Calitatea unui combustibil solid de a putea fi utilizat într-un focar ciclon este determinată de puterea calorică, conținutul de cenușă, umiditate, materii volatile, precum și de comportarea zgurii la temperatură ridicată. Trebuie luat în considerare tot acest ansamblu de caracteristici, deoarece temperatura în focarul ciclon trebuie să fie peste cea de curgere a zgurii. Ca urmare, ansamblul format din puterea calorică inferioară a combustibilului și conținutul de căldură a aerului preîncălzit, trebuie să ducă la o temperatură teoretică de ardere cu o valoare de 150—300°C peste cea de curgere a zgurii, pentru a se prelua și variațiile de temperatură la variația sarcinii focarului.

Respectarea valorii temperaturii nu este însă suficientă. Combustibilul solid utilizat trebuie să aibă un conținut minim de cenușă ($A^t \geqslant 15\%$), care să asigure formarea peliculei pe zgura topită, care la rîndul său asigură inerția termică a focarului.

Determinarea raportului echivalent de silice :

$$\frac{SiO_2 \times 100}{SiO_2 + \text{ech. } Fe_2O_3 + MgO + CaO}$$

pe baza analizei chimice a cenușii constituie un indiciu pentru aprecierea comportării zgurii lichide în focar.

Practica mondială recomandă valoarea acestui criteriu sub 70%, deoarece un conținut ridicat de siliciu în cenușă mărește foarte mult temperatura de curgere.

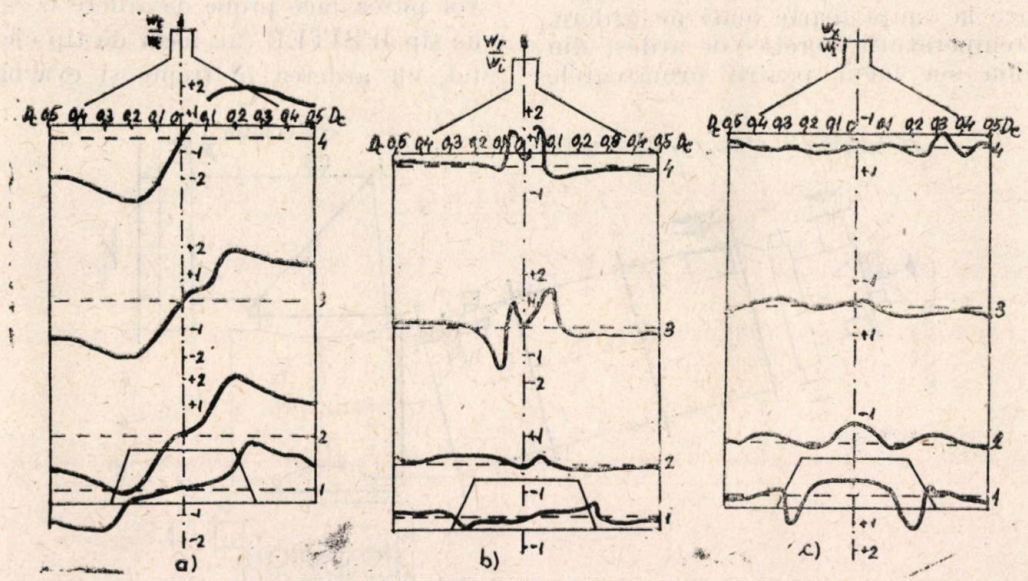


Fig. 2. Distribuția vitezelor într-un focar ciclon:
a — viteza tangențială W_t — față de cea inițială W_i ; *b* — viteza radială W_r față de cea inițială; *c* — viteza axială W_n față de cea inițială

De asemenea, zgurile cu un conținut foarte mare de siliciu (nisip) și conținut redus de CaO, prezintă o variație mică a viscozității cu temperatura, prezentînd așa numita „caracteristică de tip lung", astfel încît la sarcini parțiale, dacă temperatura este suficient de ridicată nu apare pericolul solidificării. Limitări economice apar și în funcție de timpul de ardere a particulelor. Dacă acesta este lung, pierderile prin particule nearse din punct de vedere mecanic cresc iar randamentul scade puternic.

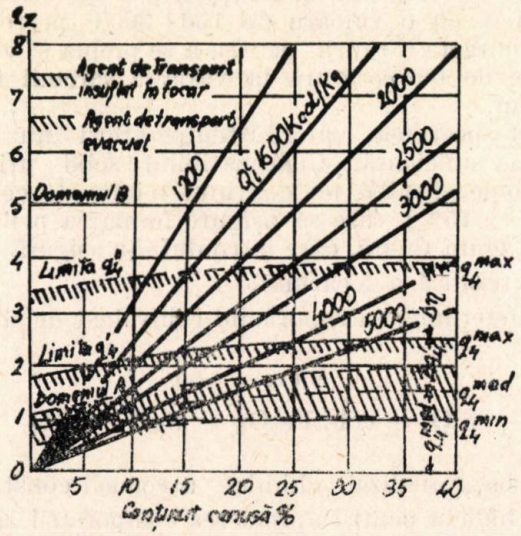


Fig. 3. Pierderile prin ardere incompletă din punct de vedere mecanic la utilizarea focarelor ciclon o dată cu evacuarea lichidă a zgurii, în funcție de calitatea combustibilului

Acest fenomen apare la cărbunii superiori săraci în materii volatile, la cocs, sau la reziduuri solide care au la bază cocsul de cărbune care, printr-un conținut foarte redus de materii volatile, duce la timpi foarte mari de ardere.

Calculul temperaturii teoretice de ardere din focarul ciclon s-a făcut pentru următoarele variante de funcționare posibile: exces de aer: 1,2 — 1,3; temperatura de preîncălzire a aerului: 200—300°C.

Rezultă o valoare a temperaturii teoretice de ardere cuprinsă între 1 775 și 1 906°C, valoare suficient de mare față de cea de curgere a zgurii.

Deoarece probele de laborator au indicat valorile caracteristice ale cenușii amintite anterior, rezultă posibilitatea menținerii zgurii în stare lichidă în focarul ciclon.

Conținutul ridicat de cenușă: $A^i = 47{,}7\%$ permite obținerea unui strat cu o grosime bună din punct de vedere al inerției termice.

Criteriul raportului echivalent de siliciu indică valoarea 0,80; din acest punct de vedere apar suspiciuni privind menținerea lichidă a zgurii la variațiile de sarcină.

Calitatea combustibilului nu este însă din cele mai avantajoase, puterea calorică inferioară fiind la limita inferioară pentru utilizarea focarelor ciclon cu evacuarea lichidă a zgurii, conținutul de materii volatile fiind și el foarte redus, pierderile procentuale de căldură prin ardere incompletă din punct de vedere mecanic nu vor fi destul de ridicate (fig. 3). Pentru conținutul de cenușă $A^i = 50{,}33\%$ și puterea calorică inferioară $Q_i = 4\,320$ kcal/kg se obține $q_4 = 5\%$.

Rezultă posibilitatea utilizării la limită a acestui combustibil în focarele ciclon. Cum în România nu există astfel de instalații și nici experiența necesară de proiectare și exploatare, se consideră inoportună construirea, în mod special, a unei instalații de tip ciclon în vederea valorificării reziduului, mai cu seamă că și prețul este foarte ridicat. În viitor, se vor putea face probe de ardere la combustorul de tip ICSITEE (un focar de tip ciclon orizontal, cu arderea în trepte și evacuarea zgurii

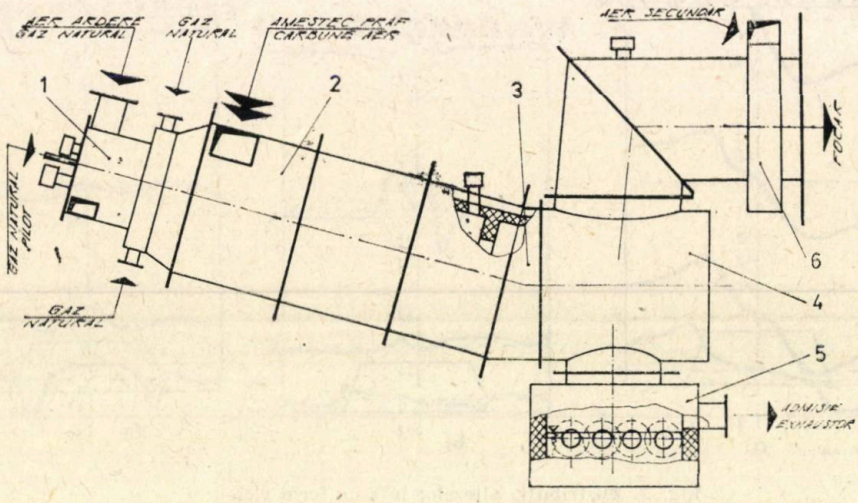


Fig. 4. Combustorul realizat de către ICSITEE: *1*—camera de ardere a gazului natural; *2* — focarul ciclonului; *3* — camera de întoarcere; *4*—camera de reținere a zgurii lichide; *5*—recipientul de stocare a zgurii lichide; *6*—camera de definitivare a arderii

înainte de focarul cazanului), care urmează să fie încercat la CET „FAUR" (fig. 4).

La ICSITEE s-au făcut experimentări de ardere cu huile cu o putere calorică inferioară, foarte apropiată de cea a reziduului de valorificat, dar care au avut încă un conținut mult mai ridicat de materii volatile, deci o capacitate mult mai ridicată de aprindere. Este puțin probabil ca arderea acestui deșeu, într-un asemenea focar, să necesite o anumită cotă de combustibil lichid sau gazos în vederea asigurării stabilității procesului de ardere.

Posibilitatea arderii în suspensie

Conform celor analizate anterior, rezultă că unica posibilitate de utilizare a acestui reziduu solid este arderea în stare pulverizată. Pînă în momentul de față s-au efectuat încercări pe focarul de experimentare de la I. P. B. care este echipat cu o schemă de preparare a prafului cu insuflare directă cu moară ventilator. Finețea de măcinare realizată de moara ventilator a fost mult prea grosieră ($R_{0,09}$ = 48,5%) pentru un combustibil foarte sărac în materii volatile.

Ca urmare, aprinderea și arderea, cu toate că s-a utilizat un arzător de tip turbionar, au fost defectuoase, pierderile de căldură prin ardere incompletă din punct de vedere mecanic fiind de circa 44%, din care în zgură de 28,31%.

Ca urmare, la noile cercetări de ardere în stare pulverizată, care se vor efectua pe același focar experimental, se va utiliza praf preparat într-o moară cu tambur și bile, pentru o finețe caracterizată prin $R_{0,09}$ <10%. Se va mări și gradul de turbionare la $n = 2,0-2,4$, ceea ce va contribui la mărirea recirculației interne și, deci, la creșterea capacității de aprindere și ardere. Va fi folosit un arzător cu turbionare multiplă.

REVISTA REVISTELOR

Koks i Himiia, U.R.S.S., nr. 3, 1990

Utilizarea metodei cu impulsuri la stabilirea capacității reactive a cocsului, p. 6 — Cinetica deplasării și caracterul răcirii cocsului în instalațiile de stingere uscată, p. 9 — Influența gradului de piroliză a liantului asupra caracteristicilor maselor de anozi, p. 11 — Agenți reducători cu conținut de carbon și cu conținut scăzut de cenușă și utilizarea acestora în locul cocsului la elaborarea feroaliajelor, p. 14 — Metode și aparate de analiză instrumentală a conținutului de cenușă, umiditate, sulf de cărbune și cocs, p. 30. Metoda de prognoză a rezistenței cocsului și de calcul al compozițiilor încărcăturilor de cărbune; verificarea și aprecierea critică a metodelor propuse de prognoză, p. 54 — Metode petrografice de cercetare a cărbunilor și încărcăturilor și îmbunătățirea calității cocsului de turnătorie, p. 57 — Tratarea cu vapori de apă a cărbunilor activi, p. 46 — Influența unor factori asupra oxidării biochimice a azotului amoniacal în apele reziduale, p. 47.

ISIJ International, Japonia, nr. 2,1990

Inteligența artificială în operațiile de prelucrare a materialelor: o trecere în revistă și perspective, p. 83 — Instrumente prototip pentru sisteme expert în timp real în industria siderurgică, p, 90 — Un instrument din AI și aplicațiile sale în problemele de cercetare, p. 98 — Sistem expert pentru funcționarea furnalelor la uzinele Kimitsu, p. 105 — Aplicarea funcției de autoînvățare la un sistem expert pentru controlul căldurii din furnal, p. 111 — Un sistem expert hibrid combinat cu un model matematic pentru funcționarea furnalului, p. 118 — Aplicarea sistemului expert la procesele din convertizorul LD, p. 128 — Sistem expert în timp real aplicat la controlul nivelului băii din cristalizor, p. 156 — Simularea asistată de calculator a procedeelor universale de laminare, p. 142 — Sistem expert pentru determinarea condițiilor de sudare pentru un recipient sub presiune, p. 150 — Sistem expert de repartizare automată a sleburilor pentru laminorul de benzi la cald, p. 155 — Sistem complet automat de conectare a laminorului de bare influențînd inteligența artificială, p. 161 — Sistem expert pentru transferul eficient al rulourilor la linia de finisare a laminorului de benzi la cald, p. 167

Metallurg, U.R.S.S., nr. 3, 1990

Perfecționarea organizării reparațiilor utilajului metalurgic, p. 30 — Cauzele care limitează extinderea insuflării combustibilului sub formă de praf de cărbune în furnale, p. 32 — Metoda rapidă de calcul al economiei de materie primă, în cazul înlocuirii acesteia cu deșeuri cu conținut de fier, p. 32 — Instalație pentru tratamentul oțelului în afara cuptorului, p. 33 — Experiența exploatării sistemelor de reglare individuală a consumului de gaze naturale prin lăncile de insuflare prin fundul convertizorului, p. 34 — Raționalizarea regimurilor electrice de topire în cuptoarele electrice cu arc cu curent continuu, p. 35 — Ulei pentru rulmenții de frecare lichidă a laminoarelor, p. 36.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 4, 1990

Utilizarea unei mase de ștampare la rece la reconstrucția furnalului, p. 34 — Creșterea eficienței procedeelor de retopire electrică de afinare, p. 34 — Agitarea topiturii lichide în maselotele pieselor turnate, p. 35 — Mecanizarea instalării cilindrului hidraulic pe oală, p. 36 — Sortiment dimensional de perspectivă de țagle pentru țevi din metal turnat continuu, p. 37.

Prof. dr. ing. M. Truşculescu,
dr. ing. I. Mitelea, dr. ing. V. Budău,
şi fiz. M. Lita
I. P. „TRAIAN VUIA" Timişoara

CINETICA PROCESELOR DE PRECIPITARE ÎN OŢELURILE INOXIDABILE AUSTENITO-FERITO-MARTENSITICE, FOLOSITE ÎN ENERGETICA HIDRAULICĂ

CZ: 669.14.018.8

Rotorii pentru turbine hidraulice se execută prin turnare din oţeluri înalt aliate, care trebuie să aibă un spectru larg al caracteristicilor mecanice, o ridicată rezistenţă la coroziune şi la eroziune cavitaţională.

Oţelurile inoxidabile austenito-ferito-martensitice folosite pentru execuţia rotorilor prezintă o transformare controlată, la care proporţia de constituenţi se poate modifica, în funcţie de condiţiile de tratament termic. Cercetările experimentale efectuate anterior [1] au scos în evidenţă faptul că cea mai favorabilă asociaţie de proprietăţi mecanice se obţine după o călire de punere în soluţie urmată de revenire, într-un interval restrîns de temperatură şi cu răcirea în aer.

Pornind de la aceste considerente, autorii şi-au propus să studieze cinetica proceselor de precipitare în cursul revenirii.

Materiale folosite

Compoziţie chimică. Structură. Pregătire

Cercetările experimentale au fost efectuate pe două mărci de oţel turnat, avînd compoziţia chimică, conform normei interne a producătorului de rotori de turbine hidraulice, indicată în tabelul 1.

Ambele oţeluri fac parte din categoria oţelurilor inoxidabile Cr—Ni—Cu—Mo—Ti.

S-a folosit diagrama Schaffler—Schneider (fig. 1) pentru a face precizări asupra structurii celor două oţeluri T08, T09.

Se observă uşor că cele două oţeluri au o structură austenito-feritică. Oţelul T08 conţine cca 5—8% ferită δ, iar T09 conţine cca 20% ferită δ. Temperatura de încălzire pentru călirea de punere în soluţie s-a stabilit în funcţie de punctele critice de transformare, în stare solidă şi prin metoda călirilor succesive. Intervalul de temperaturi folosit pentru călirea de punere în soluţie asigură o omogenizare chimică cît mai avansată a austenitei fără a produce o creştere semnificativă a granulaţiei. Spre exemplificare, se redă în figura 2 dilatograma mărcii de oţel T09, pe care s-au determinat punctele critice Ac1 şi Ac3.

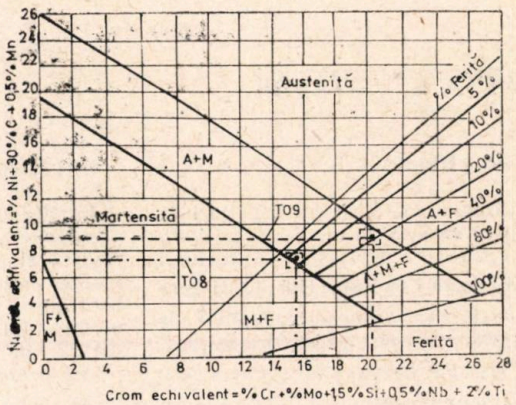


Fig. 1. Diagrama Schäffler-Schneider — structura oţelurilor T08 şi T09

În conformitate cu cercetările prezentate în lucrare [1], s-au folosit pentru călirea de punere în soluţie regimurile 1050/1h/aer pentru oţelul T08 şi 1050/1h/aer sau apă pentru oţelul T09. Probele şi epruvetele de încercare, călite după regimurile menţionate, au fost supuse revenirilor la diverse niveluri de temperaturi şi durate de menţinere. S-au studiat procesele de precipitare fazică şi influenţa lor asupra proprietăţilor mecanice pentru durate constante de revenire (t = 24 h) şi un interval de temperatură de 400—700°C.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a oţelurilor T08 şi T09

Indicativul oţelului	Compoziţia chimică, % masice										
	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti
T08	0,09	1,2	0,85	0,015	0,010	0,70	4,1	13,5	0,45	0,13	0,08
T09	0,12	2,1	0,62	0,012	0,010	1,85	4,15	18,0	0,19	—	0,10

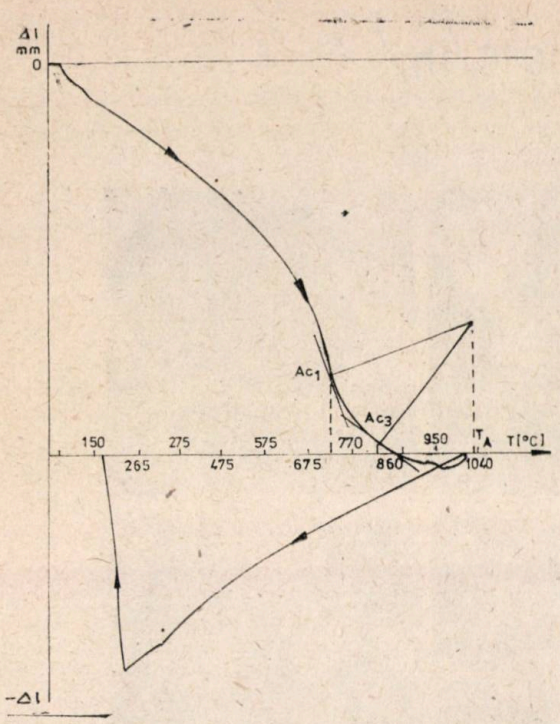


Fig. 2. Dilatograma oțelului T09

Rezultate experimentale

Analize metalografice. Din epruvetele de încercare la tracțiune și prin încovoiere cu șoc s-au prelevat probe metalografice și s-au făcut analize optice și electronice, inclusiv pe replici de extracție.

Analiza metalografică optică scoate în evidență următoarele :

— o structură martensitică de revenire cu mici cantități de ferită δ și austenită la oțelul T08 pentru temperaturi de revenire de pînă la 500°C (fig. 3, *a*) ;

— o structură de ferită aliată + carburi + austenită la oțelul T08 revenit la 600°C (fig. 3, *c*) ;

— creșterea cantității de combinații chimice separate, în special la limitele grăunților cristalini la oțelul T08 revenit la 700°C (fig. 3, *d*) ;

— aceleași tipuri de constituenți structurali și la oțelul T09 călit și revenit pînă la temperaturi de 500°C, cu particularitatea că la starea structurală obținută prin răcirea în apă, precipitările de faze secundare sînt mai fine (fig. 3, *a*—*d*) ;

— accentuarea fenomenelor de precipitare pentru temperaturile de revenire ale oțelului T09, care depășesc 500°C (fig. 3, *c*, *d*).

Pe replicile de extracție, prin microscopie optică și electronică, s-au pus în evidență accentuarea fenomenelor de precipitare intergranulară la temperaturi de revenire de peste 500°C, coalescența fazelor precipitate; finisarea lamelelor de martensită și apariția în oțelul T08 a unor combinații chimice de formă cubică (fig. 4.).

Fenomenul de precipitare a fazelor de finisare a lamelelor de martensită și de coalescență a unor precipitate este evidențiat clar prin cîteva microfotografii reproduse în figurile 5 și 6.

Analiza cu raze X a probelor călite și revenite la diverse temperaturi s-a făcut pe instalația DRON 3, folosind $\lambda_{M0} = 0{,}71$ Å ; $U = 34$ KV ; $I = 30$ mA.

Prelucrarea roentgenogramelor (fig. 7 și 8) atestă existența picurilor (200)α și (211)α de ferită cu vîrful la $2\theta \in 28 \ldots 29°$, respectiv $2\theta \in 34 \ldots 36°$; existența picurilor (200)γ pentru $2\theta \in 22-24°$, (220)γ pentru $2\theta \in 32-34°$, (311)γ pentru $2\theta \in 38-39°$, precum și existența picurilor (110)α + (111)α + (111)γ pentru $2\theta \in 19-20°$ respectiv a picurilor (310)α + (400)γ pentru $2\theta \in 45-47°$, cu particularitatea că, pe măsură ce crește temperatura de revenire, scade cantitatea de austenită din structură.

Încercări mecanice. În figura 9,*a* sînt redate curbele de variație a durității Vickers și a tenacității la oțelul T08, în funcție de temperatura de revenire, iar în figura 9,*b* apar aceleași dependențe la oțelul T09 răcit în aer sau în apă.

Din analiza acestora se desprind următoarele observații :

— o bună stabilitate la revenire a oțelului T08 pînă la temperatura de revenire de circa 400°C (fig. 9, *a*) ;

— un maximum al rezilienței aceluiași oțel pentru temperaturi de revenire de 600°C (fig. 9,*a*) ;

— la oțelul T09, aflat în stare călită, valorile energiei de rupere KV sînt ceva mai mari dacă răcirea s-a făcut în apă, fenomen explicabil prin precipitarea unor compuși duri și fragili de tipul carburii $M_{23}C_6$ și fazei σ ;

— creșterea temperaturii de revenire pînă la 500°C se manifestă printr-o scădere continuă a KV-lui și o creștere a durității, fapt care demonstrează că oțelul T09 este sensibil la durificarea secundară (fig. 9, *b*) ;

— în intervalul temperaturilor de revenire $\in 500-600°C$ apare o menținere practic constantă a valorilor energiei de rupere și o scădere ușoară a durității, probabil ca o consecință a coalescenței fazelor precipitate sau a transformării unor tipuri de carburi în altele ;

— la temperatura de revenire de circa 700°C, se constată o fragilizare pronunțată a oțelului T09, ca urmare a separării unor compuși duri pe limitele grăunților.

Evoluția caracteristicilor mecanice determinate prin încercări statice la tracțiune, în funcție de temperatura de revenire este arătată în figura 10, reliefînd următoarele aspecte :

— menținerea aproximativ constantă a caracteristicilor mecanice pînă la temperatura de

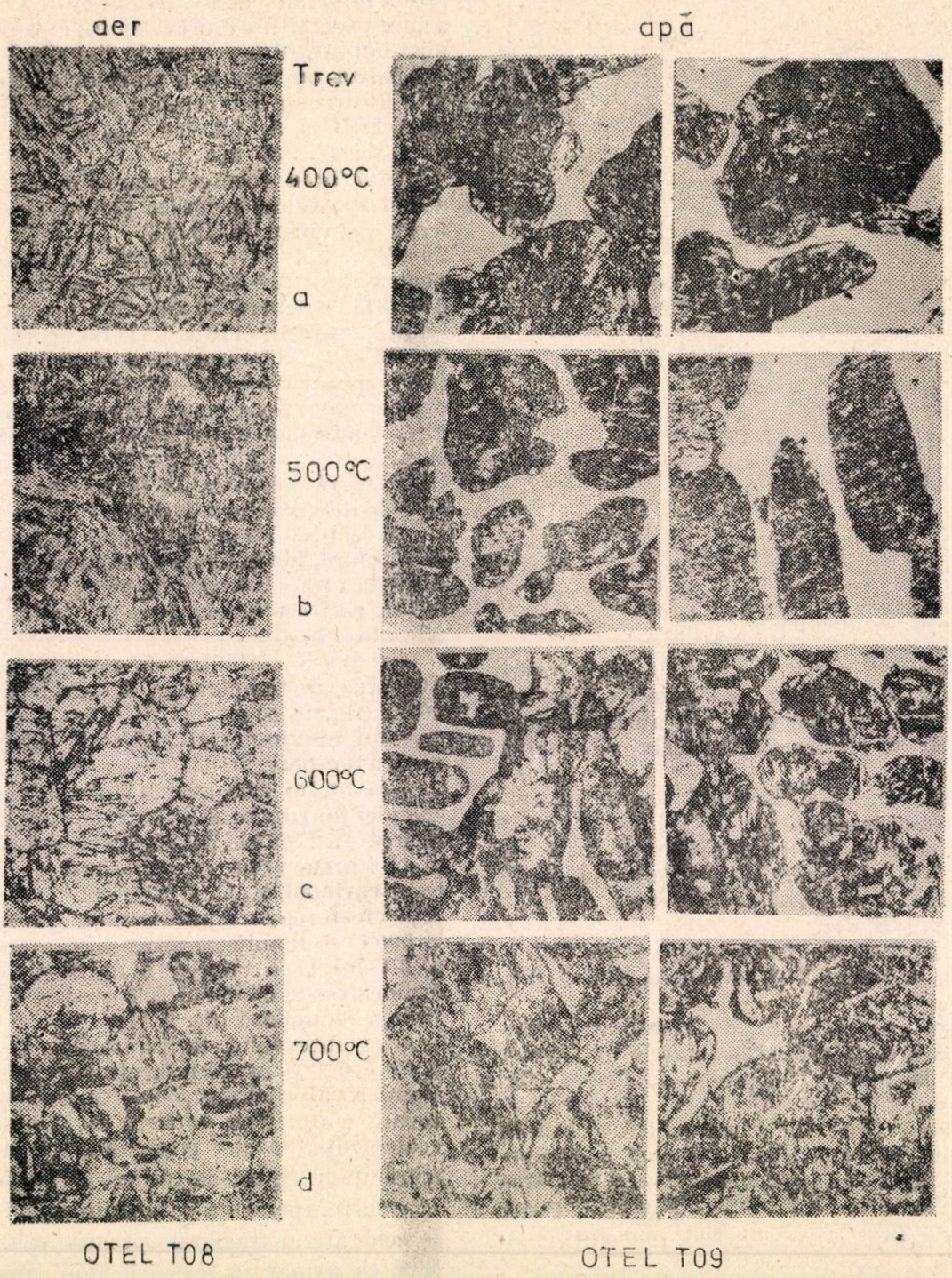
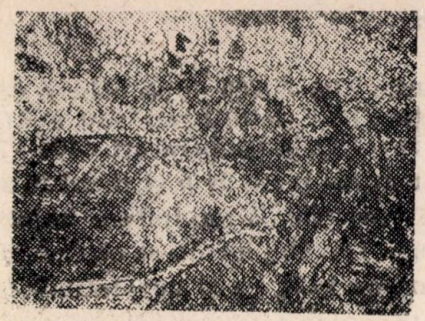


Fig. 3

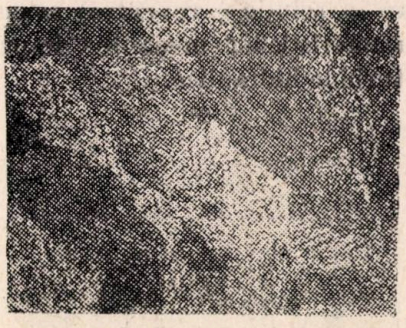
Fig. 3. Influența temperaturii de revenire asupra proceselor de precipitare în oțelurile T08 și T09; 500: 1; atac: reactiv nr. 36 STAS 4203—74



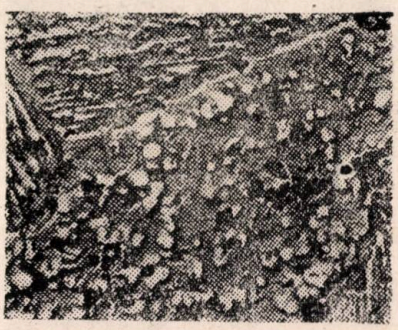
a

b

Fig. 4. Replicile de extracție pentru oțelul T08, revenit la T = 550 °C; atac reactiv V2A; *a* — MO; 1000: 1; *b* — ME; 4700 1:



a



b

Fig. 5. Replicile de extracție pentru oțelul T09, revenit la T = 600°C; atac reactiv V2A; *a* — MO; 1000: 1; *b* — ME; 4700: 1

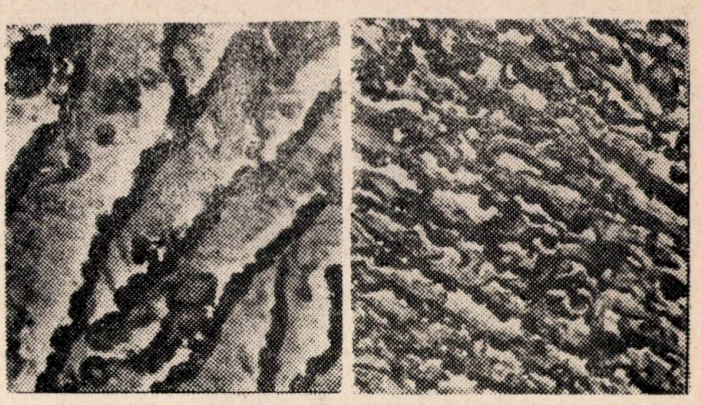


Fig. 6. Replicile de extracție pentru oțelul T09, revenit la diverse temperaturi; atac reactiv V2A; 4700: 1

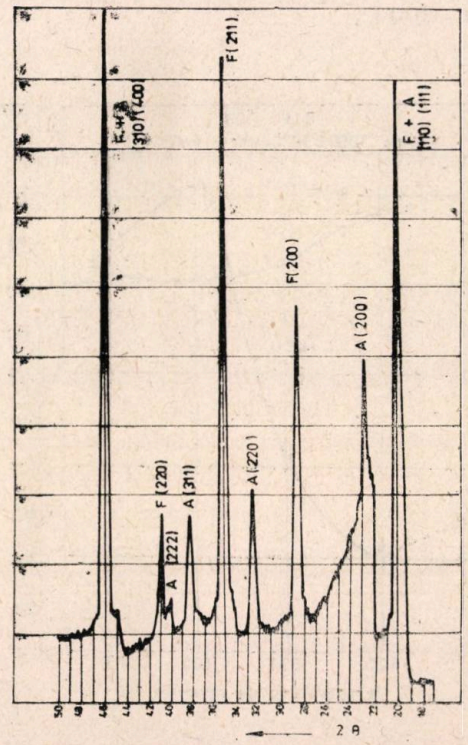


Fig. 7. Roentgenograma oțelului T08 revenit la 550 °C/24h/aer

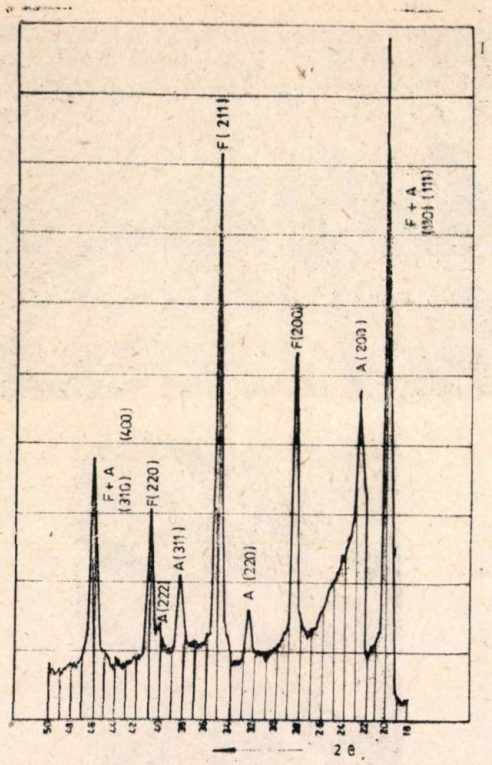


Fig. 8. Roentgenograma oţelului T08 revenit la 600 C°/24h/aer

revenire de 400—450°C la oţelul T08, respectiv 500°C la oţelul T09 (fig. 10, *a—c*);

— o asociere corespunzătoare a caracteristicilor de rezistenţă şi ductilitate la oţelul T08 pentru temperaturi de revenire de 600 ± 10°C, iar la oţelul T09 pentru temperaturi de revenire de 400—500°C.

Concluzii

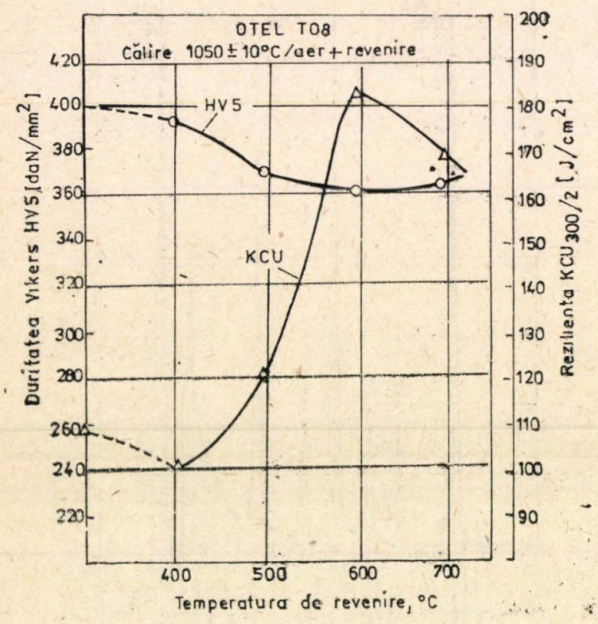
Oţelurile T08 şi T09 după călirea de punere în soluţie (1050 + 10/1h/aer sau apă) au fost supuse revenirii la temperaturi ∈400—700°C cu durate mari de la 2 la 24 h şi răciri în aer. S-au urmărit procesele de precipitare fazică în timpul acestor reveniri, luîndu-se ca exemplu duratele mari de încălzire şi constatîndu-se următoarele :

— modificarea cantităţii de combinaţii chimice precipitate (carburi $M_{23}C_6$ şi faza intermetalică σ), precum şi a cantităţii de martensită, austenită şi ferită δ, o dată cu creşterea temperaturii de revenire ; se remarcă o finisare a lamelelor de martensită pentru unele temperaturi de revenire ;

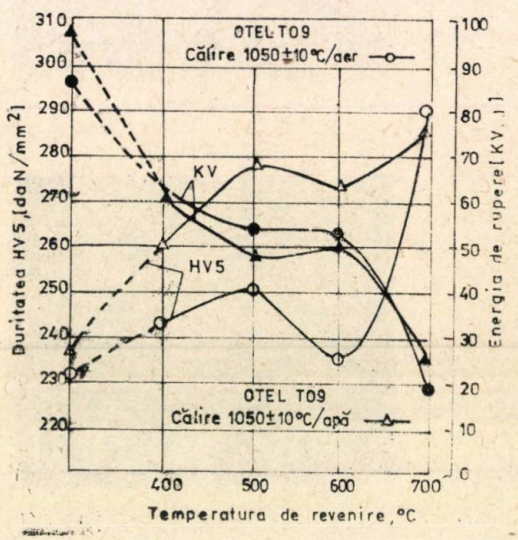
— modificarea durităţii, rezistenţei la rupere şi a energiei de rupere, cu temperatura de revenire, ca o consecinţă a precipitărilor de combinaţii chimice şi a modificării cantităţii constituenţilor de bază ai oţelurilor ;

— o asociere corespunzătoare a caracteristicilor de rezistenţă la rupere, de duritate şi de rezilienţă la oţelul T08 pentru $T_{rev} = 600 \pm 10$°C/aer şi la T09 pentru T_{rev} 400...500°C/aer.

Aceste regimuri de tratament termic (călire de punere în soluţie + revenire) asigură obţinerea caracteristicilor mecanice impuse rotorilor de turbine hidraulice.

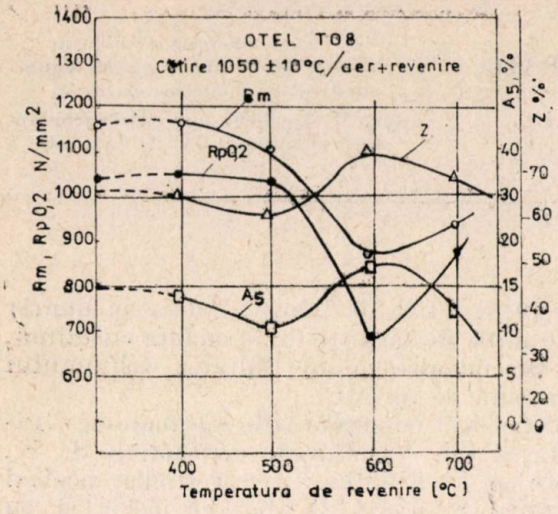


a

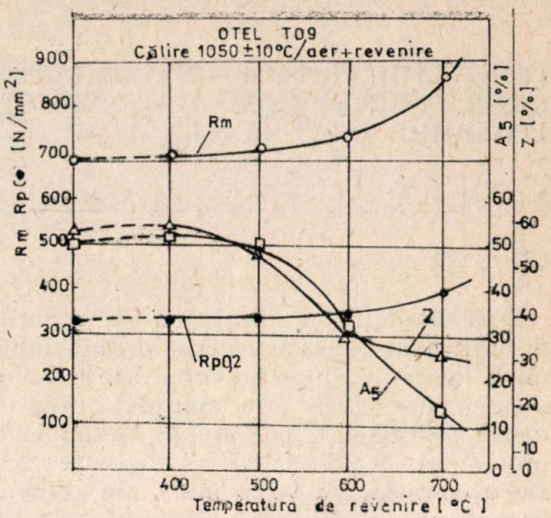


b

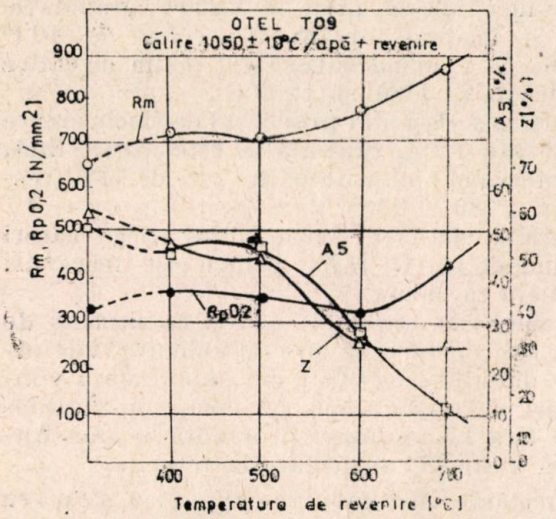
Fig. 9. Evoluţia durităţii şi ductibilităţii o dată cu temperatura de revenire; *a* — oţel T08; *b* — oţel T09



a



b



c

Fig. 10. Evoluția caracteristicilor mecanice cu temperatura de revenire; *a* — oțel T08; *b* — oțel T09 — răcit în apă; *c* — oțel T09 — răcit în aer

BIBLIOGRAFIE

[1] Truşculescu, M. ş. a. *Optimizarea tehnologiei de tratament al oţelurilor inoxidabile pentru rotori de turbine.* Contract de cercetare ştiinţifică, Timişoara, 1988.

[2] Thelining, E. K. *Steel und heat tratment.* Butterxiortts, London, Boston, 1974.

[3] Lakhtine, In Matallographic et traitement thermique des metaux. Moseon, Ed. Mir, 1978.

CERCETĂRI PRIVIND DETERMINAREA CARACTERISTICILOR STRUCTURALE ALE UNUI OȚEL RAPID ECONOMIC ALIAT CU CCA 3%W; 3%Mg; 3%Nb

Dr. ing. **Georgeta Coșmeleață**
dr. ing. **M. Marin** și ing. **M. Bane**
Institutul Politehnic București
ing. **M. Denghel** și ing. **Maria Șchiopu**
Intreprinderea FAUR București

CZ: 669.14.018.252.3

Deși ponderea cantitativă a oțelurilor rapide în fabricația de oțeluri aliate și de calitate este mică, aceasta are o însemnătate tehnico-economică deosebită prin complexitatea problemelor tehnologice pe care le ridică în cursul procesului de fabricație și la uzinarea sculelor. De asemenea, costurile mari ale oțelurilor și importanța cheltuielilor pentru scule în producția industrială au determinat și determină căutări asidue pentru a soluționa, prin mărci noi și procedee tehnologice, necesitățile tehnice.

În domeniul larg de prelucrare prin așchiere, sculele așchietoare sînt fabricate, în marea lor majoritate, din oțeluri rapide (după aprecieri estimative cca 80%) [1], oțeluri complexe și bogat aliate, în special cu elemente carburigene (Cr, W, Mo, V, Nb s.a.) și la anumite mărci cu adaos de Co.

Importante îmbunătățiri privind performanțele oțelurilor rapide au fost obținute prin modificări ale compoziției chimice și ale proceselor tehnologice de elaborare și prelucrare. În ceea ce privește compoziția chimică se menționează următoarele: creșterea conținutului de carbon (oțeluri hipercarburate); creșterea conținutului de vanadiu cu menținerea raportului C/V în jurul valorii 0,86; alierea cu siliciu, niobiu, titan, tantal, bor etc.; creșterea conținutului de sulf pînă la 0,08 — 0,015%, eventual alierea cu plumb sau seleniu (pentru ameliorarea prelucrabilității prin așchiere).

Cu privire la procesele tehnologice se remarcă: obținerea unor oțeluri rapide cu omogenitate structurală înaintată și stabile dimensional prin afinare, solidificare dirijată, retopire în vid (RAV) sau sub zgura electroconductoare (REZ) etc.; obținerea unor oțeluri rapide prin metalurgia pulberilor; aplicarea unor tratamente termochimice sculelor din oțeluri rapide (nitrurare, sulfizare etc.).

O importantă creștere a eficienței utilizării oțelurilor rapide poate fi realizată prin obținerea sculelor prin turnare.

Modificările de compoziție chimică, înregistrate în domeniul oțelurilor rapide, atrag și schimbări în regimul de tratament termic.

În legătură cu alierea cu niobiu a oțelurilor rapide, în literatură se semnalizează că introducerea, în celula elementară, a unui număr de atomi de niobiu cu diametru mult mai mare decît diametrul atomic al vanadiului ($d_{Nb} \approx 1{,}43 \cdot 10^{-8} d_v \approx 1{,}31 \cdot 10^{-8}$ cm) produce un număr foarte mare de vacanțe în structura cristalină, ceea ce favorizează solubilitatea wolframului în carbura de tip MC.

Independent de cercetările efectuate de Universitatea din Düsselldorf, cercetătorii S. K. Keawn și E. Kudilka [2] au studiat același oțel rapid (S—6—5—2) aliat cu niobiu și au constatat că oțelul cu aproximativ 0,45% Nb prezintă temperatura de austenitizare pentru călire mai ridicată, pînă la 1 230°C, granulație fină și interval optim de călire de 40°C (S—6—5—2, avînd intervalul optim de călire cuprins între 1180 și 1200°C).

Dacă la același oțel procentul de niobiu crește la 0,9 sau 1,2%, granulația este foarte fină, iar intervalul optim de călire este de 60°C (respectiv 1 180—1 240°C).

Variația durității după călire atinge valori maxime de 65—66 *HRC* pentru cele trei cazuri de aliere cu niobiu.

Niobiul este semnalat [3] și ca element de aliere care diminuează susceptibilitatea la deformare datorită efectului de amplificare a contracției de călire, ceea ce compensează dilatarea (cca 1,5 μm/mm) provocată de transformarea austenitei reziduale la revenire.

Cercetările efectuate de autori au avut ca scop principal stabilirea condițiilor de tratament termic pentru un oțel rapid cu conținut scăzut în wolfram (cca 3%), molibden (cca 3%), vanadiu (cca 1%) și aliat cu cca 3% Nb, în vederea utilizării lui pentru confecționarea sculelor așchietoare în locul oțelurilor rapide clasice, cu conținutul ridicat în wolfram, molibden, vanadiu, în cazurile în care regimurile de așchiere permit acest lucru.

Materialul și metoda de cercetare

Materialul care a făcut obiectul cercetării a fost elaborat la Întreprinderea FAUR și turnat în lingouri de 150 kg, avînd compoziția chimică prezentată în tabelul 1.

Încălzirea, forjarea lingourilor și recoacerea semifabricatelor s-au efectuat în domeniile de temperaturi indicate în figura 1.

Programul de cercetare a avut ca scop stabilirea condițiilor de tratament termic al unui nou oțel rapid cu conținutul scăzut în elemente

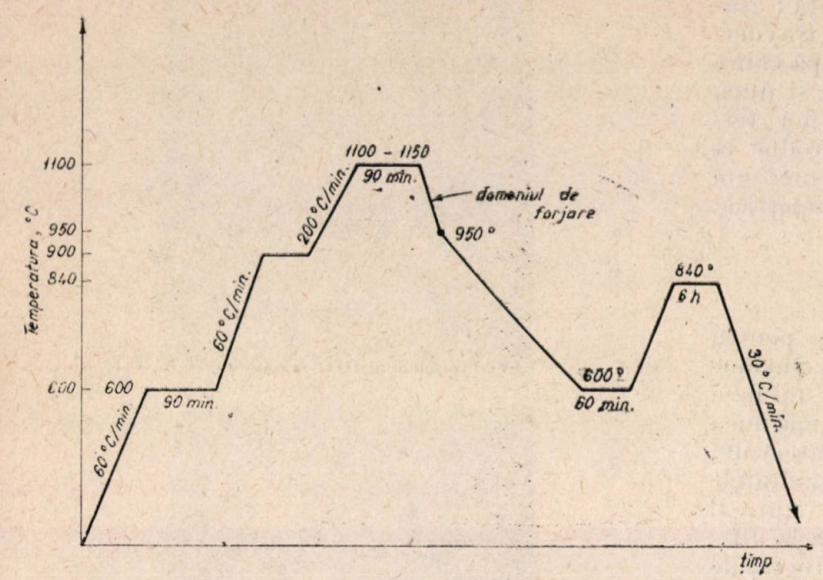


Fig. 1. Diagrama de incălzire pentru formarea și recoacerea semifabricatelor

Tabelul 1

Marca de oțel	Compoziția chimică, %									
	C	Mn	Si	Cr	Mo	W	V	Nb	S	P
RV 3–3–1+ 3% Nb	1,02	0,24	0,54	4,09	3,16	3,1	1,05	3,0	0,024	0,014

Tabelul 2

Marca de oțel	Durata de menținere, min	Temperatura de călire, °C					
		1 160	1 180	1 200	1220	1 240	1 280
RV–3–3–1+ 3 V Nb	2	22	21	19	18	18	14
	4	21	22	18	17	14	12

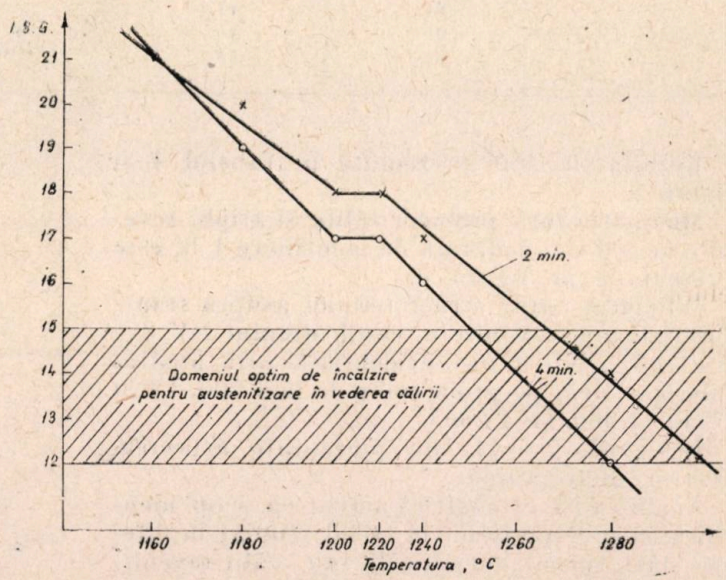


Fig. 2. Variația mărimii grăuntelui austenitic cu temperatura de călire pentru durate de menținere de 2 și 4 min

scumpe și deficitare și a pus în evidență : granulația austenitică conform metodei Snyder-Graff, duritatea *HRC* după călire și după călire și revenire, microstructura după călire și după călire și revenire, influența parametrilor termici asupra transformărilor care se produc la revenire, identificarea precipitatelor prezente în structură utilizînd analiza difractometrică.

Rezultatele obținute

Temperaturile optime de încălzire pentru călire au fost determinate pe criteriul Snyder-Graff ; conform acestui criteriu se stabilesc ca optime temperaturile pentru care mărimea grăuntelui austenitic este cuprins în intervalul 12—15 al indicelui Snyder-Graff. Rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 2 și figura 2.

Aspectul microstructurii după călire la diferite temperaturi este prezentat în micrografiile din figura 3.

Influența gradului de deformare a fost pusă în evidență prin determinarea mărimii grăuntelui austenitic pe probe prelevate din bare de diferite dimensiuni, călite de la 1 250°C.

Rezultatele sînt prezentate în tabelul 3 și figura 4.

Condițiile pentru tratamentul termic de revenire s-au stabilit prin experimentări efectuate pe loturi de probe călite de la trei temperaturi în intervalul optim de încălzire și revenire la diferite temperaturi de două și de trei ori.

S-a urmărit și influența temperaturii de călire și a numărului de reveniri asupra temperaturii maxime de durificare secundară.

Tabelul 3

Marca de oțel	Diametrul barei Ø, mm	Indicele S.G.
RV 3—3—1+3VNb	20	14
	40	15
	80	14

Rezultatele sînt prezentate în tabelul 4 și figura 5.

Microstructura probelor călite și triplu revenite la 560°C, cu durata de menținere 1 h, este prezentată în figura 6.

Influența parametrilor termici asupra transformărilor la revenire în cazul oțelului RV 3—3—1+3% Nb a fost evidențiată prin analiza dilatometrică, pe probe calite de la 1 200, 1 220 1 240, 1 260 și 1 280°C.

În figurile 7 — 11 sînt prezentate aspectele acestor dilatograme.

Analiza difractometrică a avut ca scop identificarea precipitatelor în oțelul studiat în diferite stări, turnat, forjat, călit sau călit-revenit.

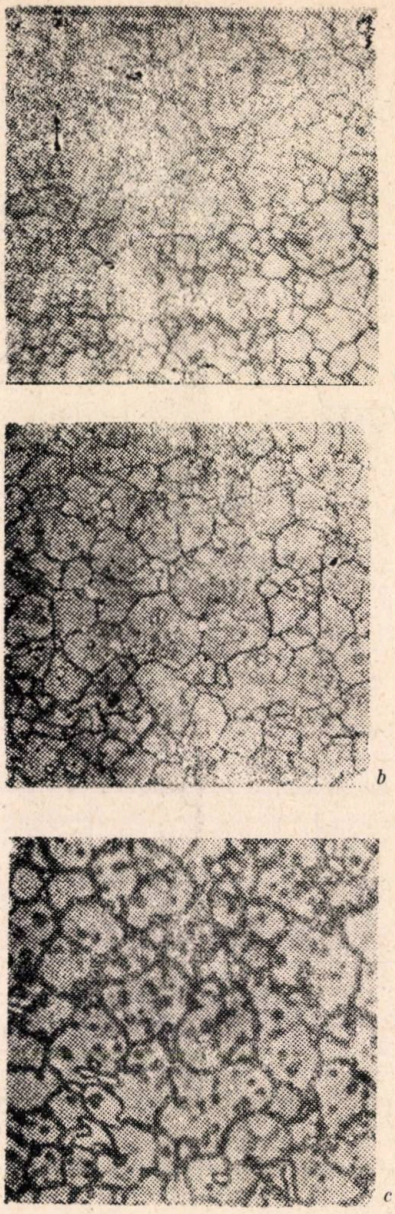


Fig. 3. Microstructura oțelului RV 3—3—1+3% Nb după călire de la: *a* — 1 220 °C; *b* — 1 240 °C; *c* — 1 280°C; atac nital 4%; 100 ×

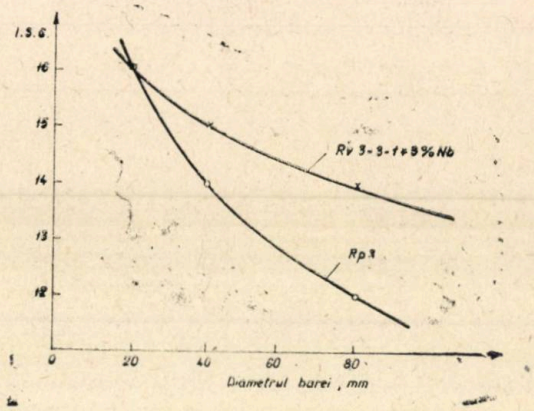


Fig. 4. Influența gradului de deformare asupra mărimii grăuntelui austenitic

Tabelul 4

Marca de oțel	Temperatura de călire, °C	Duritatea *HRC* după călire	Temperatura de revenire, C°				
			400	500	560	580	600
			numărul de reveniri				
			2/3	2/3	2/3	2/3	2/3
RV3—3—1	1230	62,0 ; 61,5	62	62 63	62 66 61	66 61	64
	1250	63,0	63	64	67	66	66
	1270	63,0	63,5	65	67	66	63,6

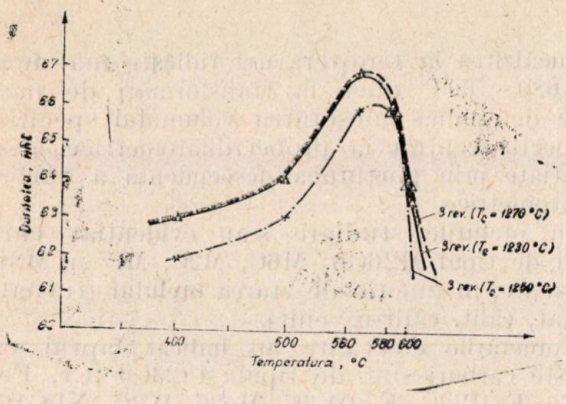


Fig. 5. Variația durității *HRC* cu temperatura de revenire

Fig. 6. Microstructura după călire și tripla revenire; atac nital 4%; 500 ×

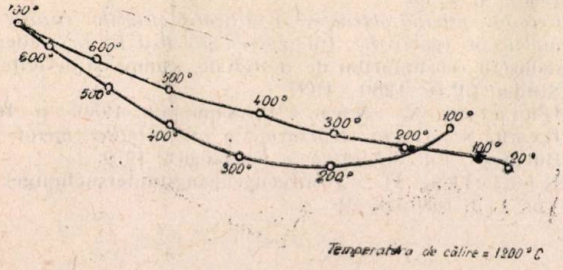


Fig. 7. Aspectul curbei de dilatare pentru probe călite de la 1 200°C

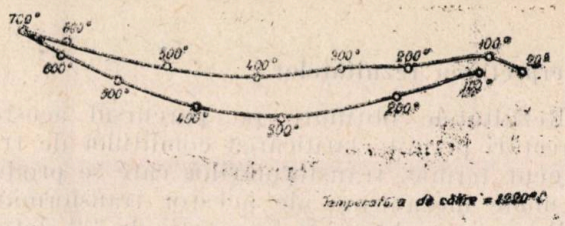


Fig. 8. Aspectul curbei de dilatare pentru probe călite de la 1 220°C

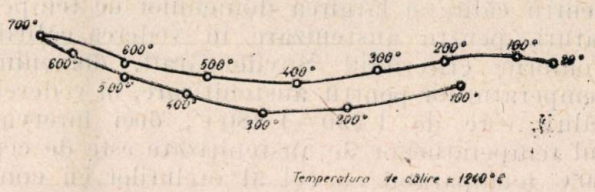


Fig. 9. Aspectul curbei de dilatare pentru probe călite de la 1 240°C

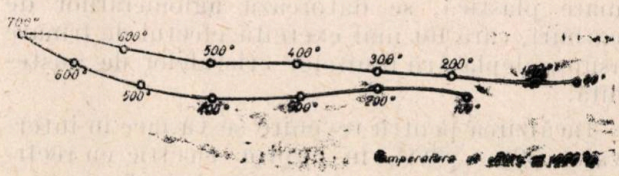


Fig. 10. Aspectul curbei de dilatare pentru probe călite de la 1260°C

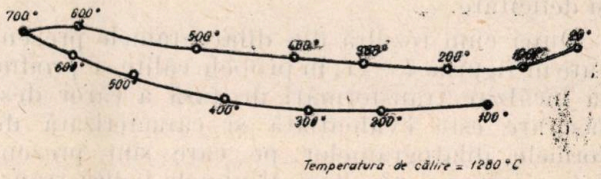


Fig. 11. Aspectul curbei de dilatare pentru probe călite de la 1 280 °C

Procedeul prin difracția razelor Roentgen utilizat în lucrare, după Guinice [4], [5], a permis și aprecierea modificărilor structurale după densitatea de înnegrire a liniei de difracție care s-a verificat și prin măsurarea intensității integrate prin fotometrie [1], [5], [6], aceasta fiind mult mai dificilă.

Rezultatele sînt prezentate în tabelul 5.

Tabelul 5

Carbura identificată	Probe prelevate din oțel			
	turnat	forjat	călit	călit-revenit
		parametrul rețelei *a*		cm. 10^{-8}
$M_{26}C_6$		a = 10,62	—	—
M_2C	a = 2,97 c = 4,68	—	—	—
M_6C	—	a = 11,07	a = 11,06	a = 11,09
MC	a = 4,41	a = 4,43	a = 4,41	a = 4,435
M_3C	—	—	—	a = 4,524 c = 6,943

Interpretarea rezultatelor

Rezultatele obținute pe parcursul acestor cercetări permit clarificarea condițiilor de tratament termic, transformărilor care se produc și unele mecanisme ale acestor transformări.

Prezența niobiului în proporție de 3% determină micșorarea susceptibilității la supraîncălzire, ridicarea temperaturii de austenitizare pentru călire și lărgirea domeniilor de temperaturi, pentru austenizare în vederea călirii. Conform criteriului Snyder-Graff, domeniul temperaturilor pentru austenitizare, în vederea călirii, este de 1 220—1 280°C, deci intervalul temperaturilor de austenitizare este de cca 60°C (comparabil cu cel al oțelurilor cu conținut ridicat în elemente scumpe și deficitare).

Susceptibilitatea la supraîncălzire mai mare, în cazul aplicării unor grade mai mici de deformare plastică, se datorează aglomerărilor de carburi, care nu mai exercită efectul de frînare asupra deplasării limitelor cristalelor de austenită.

Încălzirea pentru revenire se va face în intervalul 520—580°C, în cuptor electric cu recircularea aerului sau în cuptor cu baie de sare.

După călire și revenire se obțin duritați de 66—67 *HRC*, comparabile cu cele ale oțelurilor cu conținut ridicat în elemente scumpe și deficitare.

După cum rezultă din dilatogramele prezentate în figurile 7—11, în probele călite se produc la încălzire transformări de fază a căror desfășurare este evidențiată și caracterizată de formele dilatogramelor pe care sînt prezentate minime și maxime. Minimele indică transformări de fază care determină micșorarea volumului specific respectiv, (martensita este constituentul cu cel mai mare volum specific), contracția probei indicînd descompunerea acesteia. Maximele determină mărirea volumului specific, respectiv dilatarea probei dilatometrice.

Încălzirea la temperaturi ridicate mai mar de 680—700°C duce la transformări de fază care determină micșorarea volumului specific, respectiv contracția probei dilatometrice, evidențiate prin porțiunea descendentă a curbei dilatometrice.

În oțelurile studiate s-au evidențiat carburi de tipul M26C6, M6C, M2C, MC și M3C prezente, în funcție de starea oțelului (turnat, forjat, călit, călit-revenit).

Cercetările efectuate au indicat faptul că aceste carburi sînt de tipul : Cr23C6 (Cr, Fe) 23C6, Fe4W2C, Fe3W3C, Mo2C, W2C, NbC10, NbCa72, VC, Fe3C (Fe, Cr) 3C.

Concluzii

Cercetările efectuate au permis stabilirea condițiilor de tratament termic final.

Rezultatele obținute cu privire la transformările care au loc la încălzirea martensitei de călire (la revenire) au permis clarificarea unor mecanisme prin care are loc creșterea durității *HRC* după revenire.

Rezultatele obținute cu privire la identificarea tipurilor de carburi existente în oțelul rapid studiat, în diferite stări, permit clarificarea unor aspecte legate de finisarea grăuntelui austenitic și dufirifarea secundară și stabilirea schemelor de tratament.

BIBLIOGRAFIE

[1] Brandis, H. Haberling, E. *Dew Technische Berichte*. vol. I. 1975, pag. 106—109.

[2 Keovn, S. R., Kudielka, E. *Metlas Pechnology*. (feb. 1980), p. 2, 50.

[3 *Cercetări privind obținerea și utilizarea oțelurilor rapide cu niobiu în condițiile Întreprinderii FAUR în* vederea reducerii consumurilor de materiale scumpe și deficitare. Studiu, I.P.B.. 1980—1987.

[4] Guinice, A, Ann — Physique 12, 1939, p. 161.

[5] Geru, N. *Teoria structurală a proprietăților metalelor*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1979.

[6] Kudielka, H.: Rontgengeugangstuntersuchenger, Vol. 1, 2, 1980, p. 91

Dr. ing. Al. Popa
Universitatea din Braşov

INFLUENŢA TURAŢIEI COCHILEI ASUPRA REZISTENŢEI LA RUPERE A FONTELOR CENUŞII TURNATE CENTRIFUGAL

CZ: 621.746.043: 669.162.275.144

După cum se cunoaşte, caracteristicile mecanice ale fontelor depind în cea mai mare măsură de compoziţia chimică, de structura masei metalice de bază şi mai ales de caracterul separaţiilor de grafit.

Pe lîngă o rafinare a metalului, metoda de turnare centrifugală creează condiţii favorabile pentru înlăturarea microretasurilor şi porozităţilor, determinînd o creştere a compactităţii pieselor şi, deci, a caracteristicilor mecanice, preîntîmpinînd total sau parţial formarea de incluziuni mărunte, uneori chiar microscopice, de gaze, oxizi sau zgură, existente aproape întotdeauna în piesele obţinute prin turnare statică. Presiunea creată de forţa centrifugală determină metalul lichid să umple golurile cele mai mici, obligîndu-l să pătrundă chiar şi printre cristalele deja solidificate, modificînd totodată semnificativ condiţiile în care se produce cristalizarea. Astfel, pe măsura creşterii turaţiei cochilei, deci a presiunii din interiorul metalului lichid, se produc, în cazul fontelor cenuşii, modificări ale formei şi dimensiunilor separaţiilor de grafit, în sensul reducerii ponderii formei lamelare şi a creşterii ponderii formei punctiforme, respectiv micşorarea continuă a dimensiunilor separaţiilor de grafit, fenomene care au efecte benefice asupra proprietăţilor mecanice ale aliajului.

Cercetările efectuate au urmărit stabilirea unei dependenţe între turaţia cochilei şi rezistenţa la rupere a fontei cenuşii, în scopul realizării unor tuburi (cămăşi) pentru pompele de extracţie, de la adîncimi mari, a ţiţeiului, cămăşi solicitate la presiuni interioare destul de mari [1].

Încercările s-au efectuat pe epruvete speciale de formă tubulară (fig. 1), prelucrate din cămăşi turnate centrifugal în aceleaşi condiţii — cu excepţia turaţiei cochilei — din fontă cenuşie, avînd următoarea compoziţie chimică: C = 3,41%; Si = 2,55%; Mn = 0,93%; P = 0,54;% Cu = 0,07%; S = 0,06%; Mo = 0,10%. De asemenea, s-au făcut încercări şi pe epruvete din acelaşi material dar obţinute din cămăşi turnate static în forme crude.

La obţinerea cămăşilor turnate centrifugal cochila a avut următoarele turaţii: 900; 1200; 1500 şi 1800 rot/min.

Din fiecare lot de epruvete s-au încercat cîte cinci bucăţi în starea de tensiune omogenă monoaxială (fig. 2) şi cîte cinci bucăţi în starea de tensiune omogenă biaxială (fig. 3).

După cum se observă din figura 2 prin introducerea uleiului sub presiune, epruveta este solicitată la tracţiune pe direcţia tangenţială, în timp ce forţa axială este preluată de miezul de oţel. În acest caz, tensiunile care apar în epruvetă se calculează cu relaţiile [2]:

$$\sigma_t = \frac{p \cdot d}{2s}\ ;\quad \sigma_z = 0\ ;\quad \sigma_r = 0 \qquad [1]$$

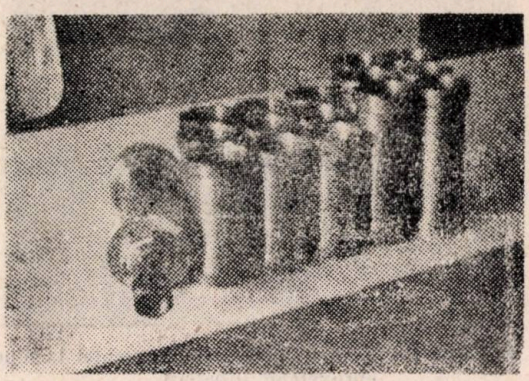


Fig. 1. Epruvetele utilizate pentru determinarea rezistenţei la rupere

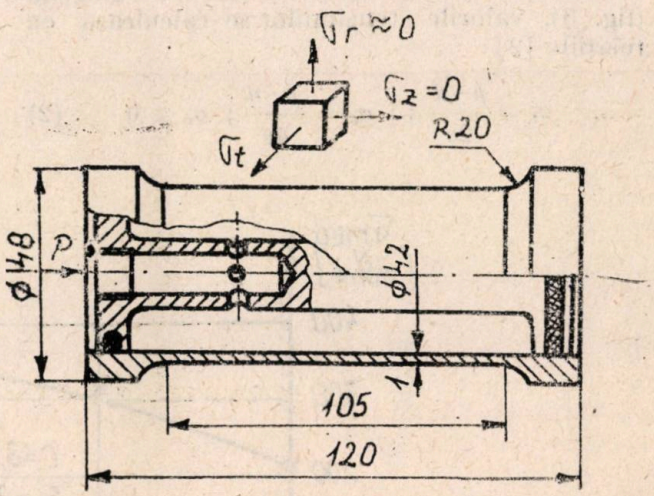


Fig. 2. Dimensiunile epruvetelor şi schema stării de tensiune la solicitarea omogenă monoaxială

în care:

σ_t este tensiunea normală pe direcţia tangenţială; σ_z — tensiunea normală pe direcţia axială; σ_r — tensiunea radială; p — presiunea uleiului; d — diametrul interior al epruvetei; s — grosimea peretelui epruvetei.

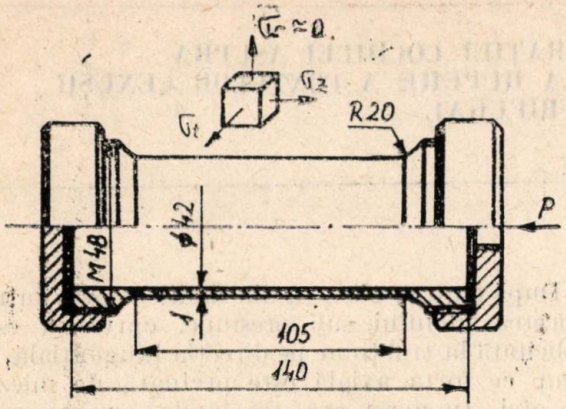


Fig. 3. Dimensiunile epruvetelor şi schema stării de tensiune la solicitarea omogenă biaxială

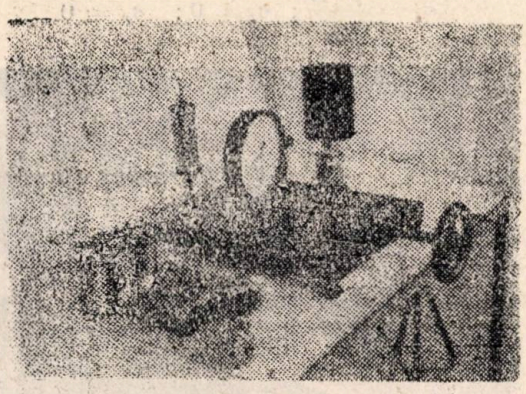


Fig. 4. Dispozitiv pentru încercarea rezistenţei la rupere a epruvetelor tubulare

În cazul stării de tensiune biaxială omogenă (fig. 3), valorile tensiunilor se calculează cu relaţiile [2]:

$$\sigma_t = \frac{p \cdot d}{2s} \; ; \quad \sigma_z = \frac{p \cdot d}{4s} \; ; \quad \sigma_r \cong 0 \qquad (2)$$

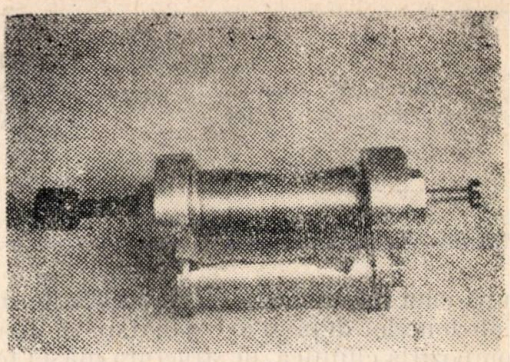


Fig. 5. Epruvetele sparte în urma încercărilor efectuate

în care mărimile care intervin au aceleaşi semnificaţii ca şi cele din relaţia (1).

Încercările au fost efectuate pe dispozitivul prezentat în figura 4, urmărindu-se, în fiecare caz, presiunea la care a intervenit spargerea epruvetei.

Urmărindu-se modul de spargere a epruvetelor s-a constatat că, în cazul stării de tensiune omogenă monoaxială, spargerile se produc după generatoarea epruvetei, iar în cazul solicitării omogene biaxiale, spargerile se produc după o linie care face un unghi de aproximativ 30° cu generatoarea epruvetei (fig. 5).

Rezultatele obţinute sînt centralizate în tabelul 1 unde sînt prezentate presiunile medii de spargere a epruvetelor, rezistenţele la rupere la solicitarea omogenă monoaxială σ_{t1}, rezistenţele la rupere la solicitarea omogenă biaxială σ_{t2} şi rezistenţele medii σ_{med}.

Pe baza datelor experimentale prezentate în tabelul 1 s-a trasat o curbă de variaţie a rezistenţei la rupere σ_{med}, în funcţie de turaţia cochilei (fig. 5).

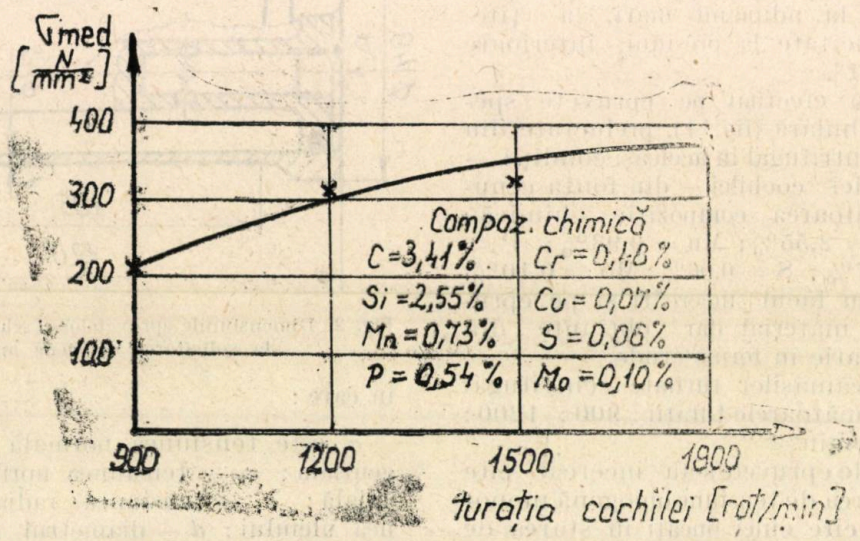


Fig. 6. Variaţia la rupere a fontei cenuşii, în funcţie de turaţia cochilei

Tabelul 1

Presiunile medii de spargere a epruvetelor P, rezistențe la rupere, la solicitarea omogenă monoaxială σ_{t1}, biaxială σ_{t2} și rezistențele medii σ_{med}

Turația cochilei, rot./min	Caracteristicile obținute				σ_{med}, $\frac{N}{mm^2}$
	solicitarea omogenă monoaxială		solicitarea omogenă biaxială		
	P, bar	σ_{t1}, N/mm²	P, bar	σ_{t2}, N/mm²	
0	105,2	220,92	96,2	202,02	211,47
900	155	325,5	140	294	309,75
1200	160	336	141,2	296,52	316,26
1500	170,2	357,42	150	315	336,21
1800	191,2	401,52	178,2	374,22	387,87

Concluzii

Din tabelul 1 se observă că epruvetele obținute prin turnare statică s-au spart la presiuni mult mai mici față de epruvetele realizate prin turnare centrifugală. Astfel, în cazul solicitărilor corespunzătoare stării de tensiune omogenă monoaxială, presiunea de spargere a epruvetelor turnate centrifugal a fost mai mare cu 47—82% (în funcție de turația cochilei), iar în cazul solicitărilor corespunzătoare stării de tensiune biaxială mai mare cu 45—86%.

Rezultatele obținute indică faptul că, prin turnare centrifugală, rezistența la rupere a fontelor cenușii se mărește foarte mult. Astfel, dacă în cazul epruvetelor turnate static rezistența la rupere a fost de numai 211,47 N/mm², în cazul epruvetelor turnate centrifugal la turația de 1800 rot/min aceasta a atins valoarea de 387,8 N/mm², ceea ce corespunde unei creșteri de peste 83%.

De asemenea, se menționează faptul că mai multe epruvete turnate static s-au spart la presiuni foarte mici (sub 60 bar), cauzele spargerilor fiind unele incluziuni nemetalice, microretasuri sau alte defecte de turnare.

Rezultatele obținute pe aceste epruvete au fost eliminate din calcule. Aceste rezultate scot cu și mai mare evidență un alt aspect pozitiv al influenței forței centrifugale asupra procesului de turnare, și anume acela de separare a incluziunilor nemetalice și de compactizare a aliajului turnat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Popa, Al. *Cercetări privind influența condițiilor de turnare centrifugă asupra structurii și proprietăților fontelor cenușii cu aplicație la executarea cămășilor pompelor de extracție.* Univ. Brașov, Teză de doctorat, 1987.

[2] Crudu, I. ș.a. *Încercarea materialelor.* București, Ed. Tehnică, 1982.

REALIZAREA MODELELOR GAZIFICABILE PRIN EXPANDAREA POLISTIRENULUI ÎN MATRIȚE

Prof. dr. ing. L. Sofroni,
ing. I. Mărginean, dr. ing. Teodora Săbău
și dr. ing. Fl. Ștefănescu
Institutul Politehnic București

CZ: 662.765.4

Producerea pieselor turnate, folosind modele gazificabile din polistiren, expandat, constituie una din tehnologiile apreciate, în ultimul deceniu, ca deosebit de rentabile, dar, mai ales, cu mari perspective de aplicare în viitor. Acreditarea tehnologiilor de realizare a pieselor turnate utilizînd modele gazificabile are la bază unele avantaje ale procedeului, cum ar fi :

— valorificarea superioară a polistirenului, înlocuind cu bune rezultate și, mai ales, cu mare eficiență lemnul, materialele metalice și produsele chimice energointensive;

— eliminarea lianților din turnătorii, simplificarea procesului tehnologic de realizare a formelor, excluderea miezurilor și extragerea ușoară a pieselor turnate din formă;

— recircularea materialului granular pentru obținerea formelor aproape integral și eliminarea aproape totală a sectorului de preparare;

— reducerea substanțială a efortului fizic și consumului specific de manoperă și energie pentru curățirea pieselor turnate;

— micșorarea adaosurilor tehnologice și creșterea preciziei dimensionale a pieselor turnate și a gradului de utilizare a aliajului lichid;

— elasticitatea deosebită a procedeului, cu rentabilitate sporită atît pentru producția de unicate, cît și pentru cea de serie mare și masă, cu grad sporit de adaptare la schimbările programului de producție;

— posibilitatea mecanizării și automatizării integrale a procesului.

Condiții tehnice de calitate cerute polistirenului expandat folosit la realizarea modelelor

Procedeul de prelucrare în două etape — preexpandare și expandare finală — a granulelor de polistiren este relativ simplu, ușor de aplicat și permite reglarea proprietăților produsului finit (modelului), și anume : densitatea, rezistența mecanică, duritatea, conductivitatea termică, precum și calitatea suprafeței acestuia.

Calitatea modelelor gazificabile din polistiren expandat este apreciată în general, prin : masa volumetrică și rezistența mecanică la rupere; limita de rezistență la compresiune; viteza de topire, de gazificare și vîscozitatea fazei lichide; cantitatea și calitatea produselor rezultate din termodistrucția modelului în timpul turnării; coeficientul de conductivitate termică și capacitatea de absorbție a apei în timp; stabilitatea dimensională la depozitare și la execuția formei de turnare.

Tabelul 1

Componența produselor de termodistrucție a polistirenului, la diverse temperaturi

Temperatura mediului, °C	Volumul de gaze, cm^3/g	Produsele obținute, % de masă		
		faza gazoasă	produse lichide	produse solide (reziduuri de cocsificare)
800	165	11,1	70,8	18,1
	175	12,0	70,4	17,5
1000	500	15,1	23,5	61,4
	518	14,8	27,2	58,0
1200	738	18,5	16,5	65,0
	689	16,4	18,9	64,7

Pentru îmbunătățirea proprietăților tehnologice de bază ale modelelor gazificabile, pot fi introduse în compoziția materiei prime substanțe, care contribuie la creșterea vitezei de topire, evaporare și gazificare a polistirenului.

În condiții de șoc termic, la temperaturi relativ scăzute de turnare, de pînă la 800°C (caz frecvent întîlnit la turnarea unor aliaje neferoase), în produsele de termodistrucție predomină faza lichidă, iar cea solidă nu este atît de mare încît să ridice probleme deosebite. O dată cu creșterea temperaturii de turnare (cazul aliajelor pe bază de cupru sau a celor feroase), în compoziția produselor de termodistrucție se mărește proporția fazei gazoase, dar mai ales a fazei solide, care devine predominantă (tab. 1). De acest lucru trebuie să se țină seamă la proiectarea tehnologiei de turnare, în vederea înlăturării inconvenientelor provocate de prezența acestei faze.

Rezultate experimentale privind rezistența mecanică și stabilitatea masică și dimensională

Pentru determinarea caracteristicilor modelelor din polistiren expandat s-a utilizat o matriță de formă paralelipipedică (286 × 35 × 24 mm), confecționată din tablă de aluminiu cu grosimea de 0,5—1,0 mm, prevăzută cu

orificii de Ø 0,5 mm, pe toate fețele, la o distanță de 10 mm între ele, în scopul pătrunderii în mod uniform a agentului termic de expandare (apă, abur) în masa de granule introduse în matriță.

S-au folosit granule din polistiren, produse special pentru expandare de către Combinatele chimice Borzești și Pitești. Ca mediu de expandare s-a utilizat apă, adusă în stare de fierbere.

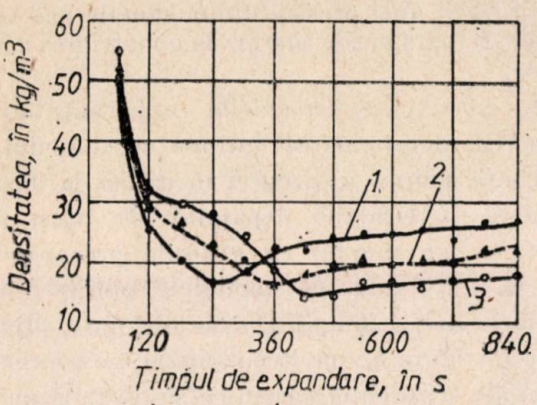


Fig. 1. Variația densității cu timpul de expandare pentru diferite dimensiuni ale granulelor: *1* — 0,6—1 mm; *2* — 0,6 — 1,6 mm; *3* — 1 — 1,6 mm

Rezistența mecanică a polistirenului este în strînsă dependență de densitatea sa aparentă. Din motive tehnologice și economice, se recomandă pentru rezistența mecanică la rupere la solicitarea de încovoiere R_i valoarea minimă de 0,5 daN/cm², iar pentru densitate, valoarea maximă de 40 kg/m .

Rezultă că durata de expandare (t = timpul de fierbere) de 4—7 minute asigură expandarea completă a granulelor cu dimensiunile cuprinse în intervalul 0,6—1,6 mm (fig. 1). Expandarea se produce accelerat în primele patru minute, după care, continuînd fierbei rea, densitatea suferă o ușoară creștere. Procesul se explică prin faptul că, la mărirea duratei de fierbere, substanța generatoare de pori (de exemplu, izopentanul) difuzează prin pereții subțiri ai celulelor sau prin fisurile care apar în acești pereți. Ca urmare, presiunea din interiorul celulelor scade, iar pereții porilor se deformează, granulele suferind o comprimare (tasare). Fenomenul este mai pronunțat în cazul granulelor cu dimensiuni mai mici (fig. 1).

Deși, în general, rezistența mecanică se mărește la creșterea densității (fig. 2), în cazul în care această creștere se datorează tasării, rezistența mecanică scade, ca urmare a prezenței fisurilor care reprezintă amorse de rupere.

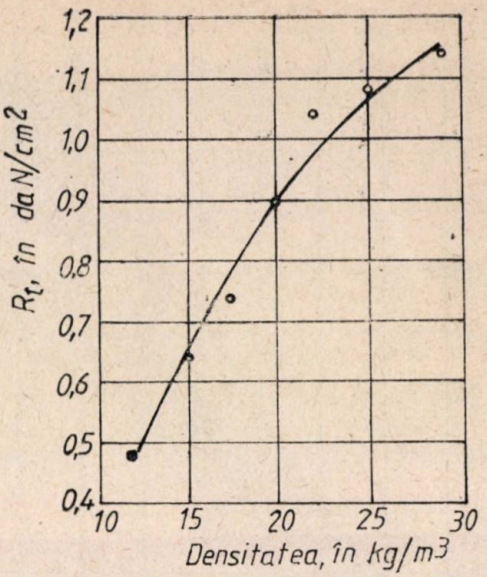


Fig. 2. Corelația dintre rezistența mecanică la rupere la încovoiere R_i și densitatea polistirenului expandat

Pentru confecționarea modelelor se impune folosirea granulelor preexpandate, în vederea asigurării unei densități uniforme și a unei suprafețe netede (lipsită de defecte).

Stabilitatea masică s-a apreciat prin cîntărirea, pe parcursul a șase zile, a epruvetelor din polistiren expandat, folosind o balanță cu precizia de 0,001 g. Epruvetele s-au realizat din granule preexpandate (t_e = 6 min), sortate granulometric prin sitarea pe sitele cu mărimea ochiului de 2,5 și 2 mm, rezultînd în acest mod trei sorturi de granule cu dimensiunea medie: d > 2,5 mm; d = 2—2,5 mm și d < 2 mm.

S-a constatat că variația în timp a masei este neînsemnată (fig. 3). O oarecare scădere se datorează pierderii în parte a agentului de expandare și a umidității.

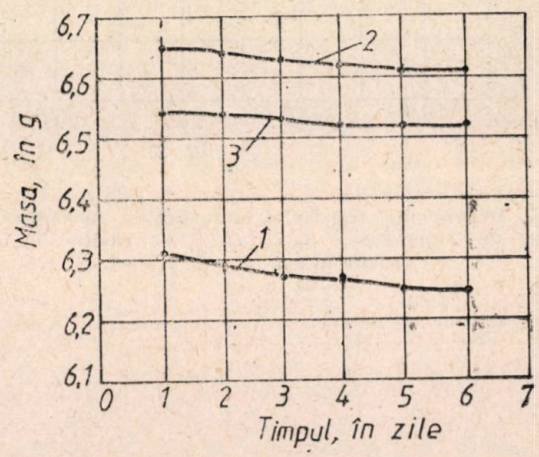


Fig. 3. Variația în timp a masei epruvetelor din polistiren expandat: *1* — d < 2 mm; *2* — d = 2 — 2,5 mm; *3* — d > 2,5 mm

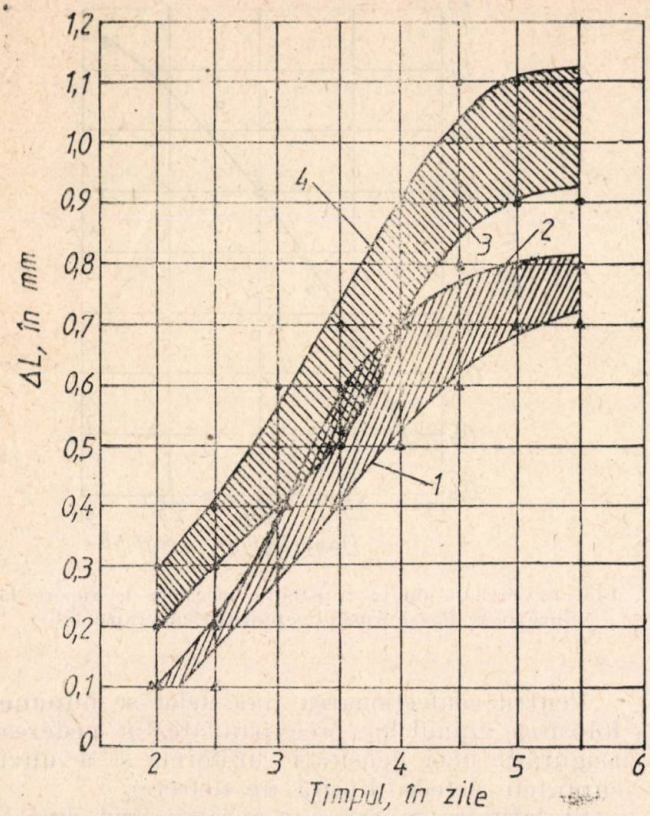


Fig. 4. Variația în timp a lungimii epruvetei-model din polistiren expandat, $\Delta L = L_{inițială} - L\ (t)$: *1,2* — răcire în aer; *3,4* — răcire în apă; *1,3* — $d = 2 - 2{,}5$ mm; *2,4* — — $d < 2$ mm

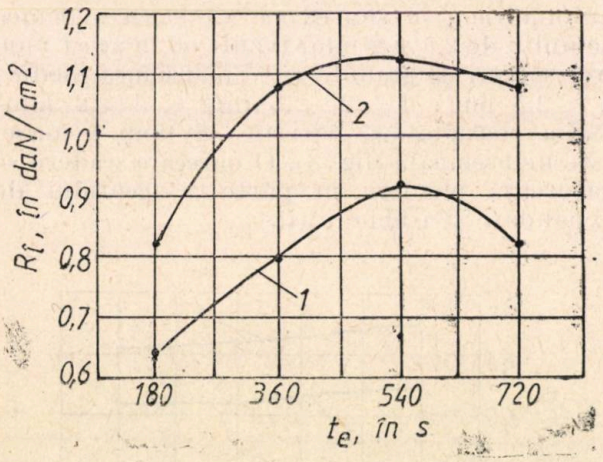


Fig. 5. Dependența rezistenței la rupere la încovoiere de timpul de expandare, $R_f = f\ (t_e)$: *1* — răcire în aer; *2* — răcire în apă; $d = > 2{,}5$ mm

Experiențele efectuate pentru determinarea stabilității dimensionale în timp, în condițiile răcirii în medii diferite (aer, apă) a modelelor realizate prin expandare, au pus în evidență o reducere a dimensiunilor modelului, procesul fiind mai evident în cazul răcirii în apă (fig. 4).

Variația dimensiunilor modelelor este de circa 0,25%, valoare, în general, neimportantă din punct de vedere tehnologic care, în cazul necesității unei precizii dimensionale mai mari, poate fi luată în considerare la construirea matrițelor.

În continuare, cercetările experimentale au urmărit determinarea influenței timpului de fierbere asupra rezistenței mecanice la încovoiere a materialului expandat. În acest scop matrița s-a umplut cu granule preexpandate cu $d > 2{,}5$ mm, iar modelele obținute s-au răcit în aer și în apă. Datele obținute, prezentate în figura 5, duc la concluzia că valori ridicate ale rezistenței mecanice se obțin la durate de fierbere cuprinse în intervalul 8 — 9 min. și, în cazul răcirii în apă, care determină o contracție mai puternică a materialului, duc la apariția unor forțe mai mari de adeziune între granule.

Rezultatele experimentale au demonstrat faptul că polistirenul fabricat de industria românească este asemănător, calitativ, cu cel produs de firme specializate din R. F. G., Italia și S. U. A. și destinat realizării modelelor gazificabile.

Prin urmare, există posibilitatea de aplicare a tehnologiei de producere a pieselor turnate cu modele gazificabile, folosind polistiren de fabricație indigenă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L., Chira, I., Mărginean, I. *Stadiul turnării cu modele gazificabile.* În: Tehnologii, calitate, mașini, materiale, nr. 4, București, Editura Tehnică, 1988,

[2] Sofroni, L., Bratu, C., Ștefănescu, Fl., Mărginean, I. *Tendințe pe plan mondial privind turnarea aliajelor în forme cu modele gazificabile (Lucrare de sinteză).* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 7, 1987.

Dr. ing. Teodora Săbău, dr. ing. Fl. Ştefănescu, ing. I. Mărginean şi ing. Cristina Bălaşa
Institutul Politehnic Bucureşti

CERCETĂRI PRIVIND POSIBILITATEA UTILIZĂRII AMESTECULUI DE MIEZ CU ALCOOL POLIVINILIC CA LIANT

CZ: 621.746.01: 621.743.52

Pentru a-şi îndeplini rolul pe care îl au în tehnologiile moderne de realizare a pieselor prin turnare, în condiţiile respectării restricţiilor cu aspect economic care se impun în momentul de faţă, amestecurile de miez trebuie să prezinte următoarele caracteristici esenţiale:

— rezistenţă mecanică ridicată, care să asigure integritatea miezurilor în cadrul operaţiilor de extragere din cutia de miez, uscare, montare în formă şi turnare;

— capacitate mare de curgere, în scopul copierii cu fidelitate a cavităţii cutiei de miez;

— posibilitate de producere simplă şi cost scăzut (fiind preferate, în consecinţă materialele indigene);

— durată redusă de întărire care să asigure o productivitate ridicată;

— lipsă de toxicitate, avînd în vedere necesitatea păstrării unui mediu ambiant nepoluat;

— dezbatere uşoară şi tendinţă scăzută de formare a aderenţelor, deoarece operaţia de curăţire necesită un volum mare de manoperă şi, de asemenea, devine extrem de dificilă în cazul miezurilor cu o configuraţie complicată;

— permeabilitate la gaze şi compresibilitate ridicate, care să elimine riscul apariţiei unor defecte specifice de tipul suflurilor sau crăpăturilor la cald.

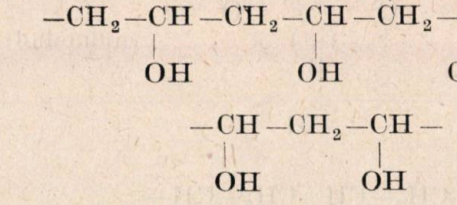
Amestecurile de miez clasice nu îndeplinesc decît într-o oarecare măsură aceste condiţii, ceea ce justifică pe deplin cercetările care au ca scop final acreditarea folosirii unor noi materiale pentru realizarea miezurilor.

O variantă posibilă constă în utilizarea, în calitate de liant, a alcoolului polivinilic (APV), care prezintă o caracteristică tehnologică importantă, şi anume solubilitatea în apă.

De asemenea, alcoolul polivinilic are o capacitate mare de liere, rezistenţa mecanică specifică la rupere fiind mai mare de 5 daN/(cm² · 1% liant), conţine radicali hidroxili foarte reactivi (posibilitatea obţinerii unor amestecuri cu autoîntărire) şi asigură o dezbatere foarte uşoară.

Pelicula liantă se poate realiza prin uscare, prin sinterizarea particulelor de liant solid pulverulent sau prin reacţie chimică.

Alcoolul polivinilic este o substanţă macromoleculară vinilică, termoplastică şi se prezintă sub forma unui praf alb-gălbui, inodor şi slab higroscopic. În România se obţine prin saponificarea acetatului de vinil, în două sorturi: sub formă de praf sau sub formă de soluţie apoasă. Reactivitatea deosebită se datorează existenţei grupărilor hidroxil şi posibilităţii de a forma legături de hidrogen:



Ca solvent al alcoolului polivinilic s-au încercat soluţii apoase ale unor alcooli, cum ar fi: alcoolul etilic (C_2H_6O); metilic (CH_4O); izopropilic (C_3H_8O).

Folosind o soluţie care conţine 15% APV, 25% alcool (etilic, metilic sau izopropilic) şi 60% apă, s-a determinat durata de volatilizare, la temperatura de 20°C, a diferitelor tipuri de solvenţi (fig. 1).

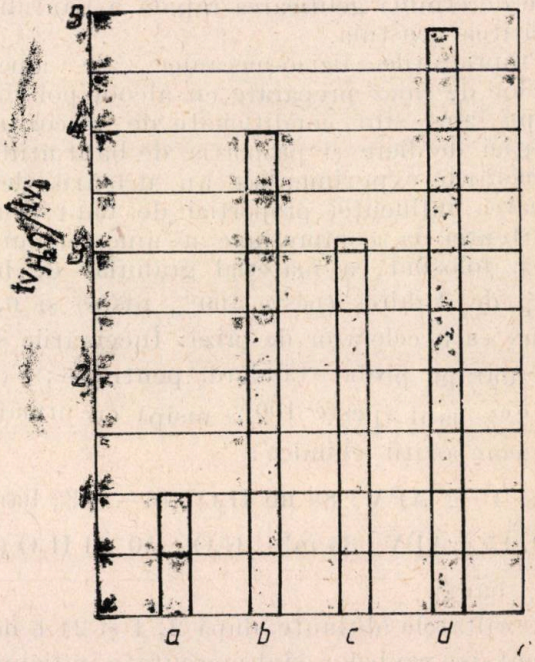
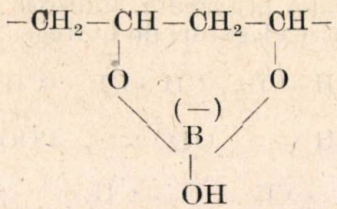


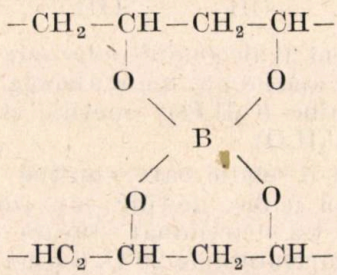
Fig. 1. Reducerea duratei de volatilizare t_v a unor solvenţi: comparativ cu durata de volatilizare a apei (luată ca unitate); *a* — apă; *b* — alcool etilic + apă; *c* — alcool metilic + apă *d* — alcool izopropilic + apă; $i = H_2O$, $C_2H_6O + H_2O$, $CH_4O + H_2O$, $C_3H_8O + H_2O$

În scopul scurtării ciclului de fabricație și adaptării liantului la diverse tehnologii de miezuire, se pot folosi ca acceleratori de priză o serie de compuși ai borului: $Na_2B_4O_7 \cdot 10H_2O$ (borax); $K_2B_4O_7 \cdot 5H_2O$; $(NH_4)_2B_4O_7 \cdot 4H_2O$; $MnB_4O_7 \cdot 8H_2O$; $CaB_4O_7 \cdot 6H_2O$; $2CaO \cdot 3B_2O_3 \cdot 5H_2O$, care au o capacitate mare de reacție cu alcoolul polivinilic $\left[\begin{matrix}-CH_2-CH- \\ | \\ OH\end{matrix}\right]_n$.

Din reacția cu boratul de sodiu, de exemplu, rezultă compuși macromoleculari polimerizați tridimensional:



(monodiol)



(didiol)

care determină gelificarea rapidă a liantului și întărirea acestuia.

Proprietățile fizico-mecanice ale amestecurilor de miez preparate cu alcool polivinilic drept liant sînt condiționate de viscozitatea soluției de liere și proporția de liant utilizat. Cercetările experimentale au urmărit determinarea influenței proporției de liant asupra rezistenței la compresiune a amestecului de miez, folosind ca material granular de bază nisip de Aghireș (peste 100% nisip) și 0,5% borax ca accelerator de priză. Încercările s-au efectuat pe probe standard, pentru 6; 8; 10 și 12% liant (peste 100% nisip) cu următoarele compoziții chimice:

A. 15 g APV; 85 ml H_2O; (6–10% liant);

B. 15 g APV; 35 ml C_2H_6O; 50 ml H_2O (6–12% liant).

Rezultatele obținute, după 2, 4 și 24 h de la executarea probelor, sînt prezentate în figura 2.

În figura 3 se prezintă modul de variație în timp a rezistenței la compresiune a amestecurilor analizate.

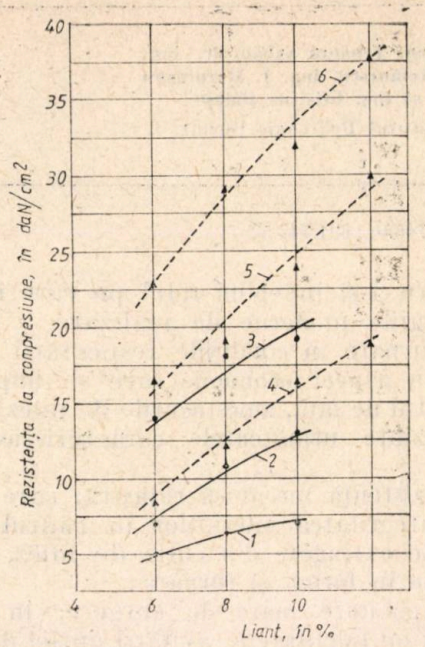


Fig. 2. Variația rezistenței la compresiune, în funcție de proporția de liant: *1, 2, 3* — APV + H_2O; *4, 5, 6* — APV + C_2H_6O + H_2O; *1,4* — după 2 h; *2,5* — după 4 h; *3,6* — după 24 h

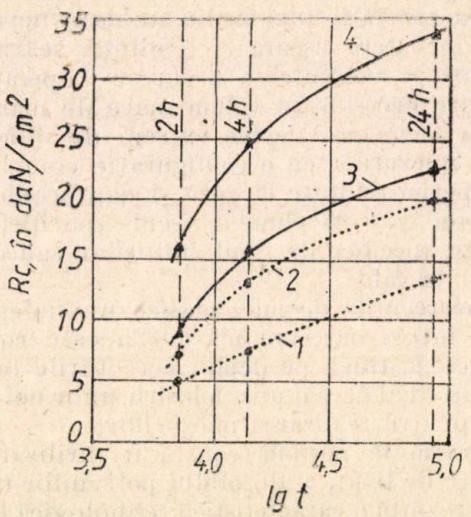


Fig. 3. Modul de variație în timp *t, s*, a rezistenței la compresiune *Rc*: *1,2* — APV + H_2O; *3,4* — APV + C_2H_6O + H_2O; *1,3* — 6% liant; *2,4* — 10% liant

Se constată că utilizarea solventului compus (apă + alcool etilic) duce la o scurtare importantă a duratei de întărire (la aceeași rezistență mecanică).

Reducerea mai pronunțată a timpului de întărire a amestecului se poate realiza prin uscarea miezurilor în cuptor.

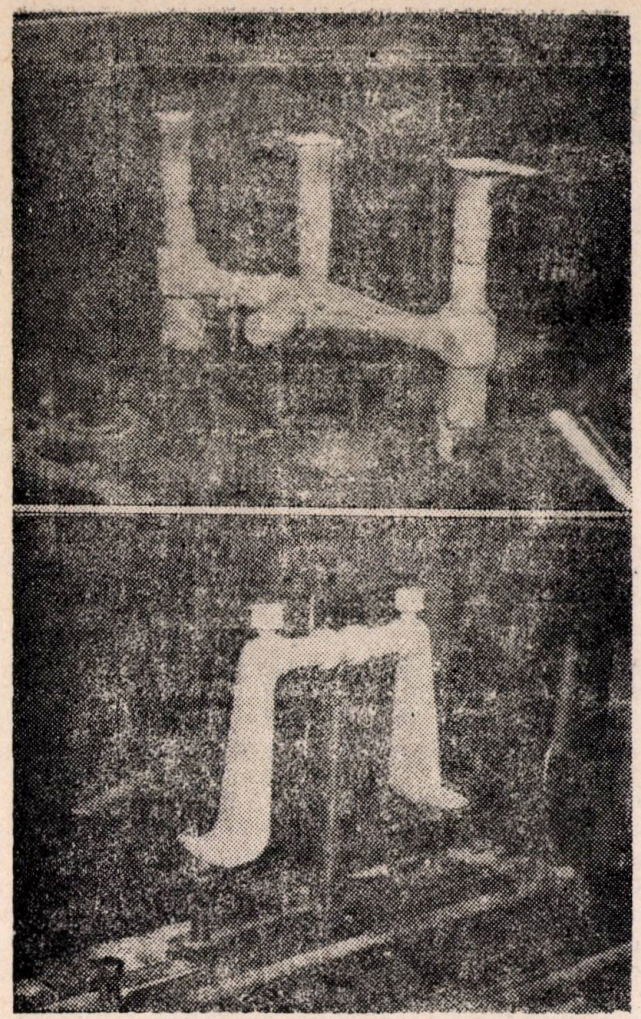


Fig. 4. Miezurile realizate din amestec cu alcool polivinilic

Încercările efectuate în cazul turnării unor armături sanitare din alamă au demonstrat comportarea bună a acestor amestecuri, în mod deosebit în ceea ce privește dezbaterea, deoarece prin arderea liantului se distrug punțile de legătură dintre granulele de nisip.

În figura 4 sînt prezentate două miezuri realizate din amestec cu alcool polivinilic.

Principalele avantaje ale utilizării acestui tip de amestec de miez ar consta în următoarele :

— posibilitatea reglării ușoare a caracteristicilor fizico-mecanice și de autoîntărire, în vederea adaptării folosirii acestui material la diferite tehnologii de miezuire și turnare ;

— prepararea simplă, iar rezistența mecanică și permeabilitatea suficient de ridicate ;

— conținut redus de gaze rezultate la turnare ;

— cost scăzut (comparativ, de exemplu, cu utilizarea uleiului de in sau a novolacului) ;

— dezbaterea se face ușor, iar tendința de formare a aderențelor este redusă, amestecul fiind, în mod deosebit, recomandat în cazul miezurilor la care atît dezbaterea, cît și curățirea necesită un volum mare de manoperă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Hotkin, E.M. ș.a. *Ispolzovanie polivinilovogo spirta v kacestve sveazuiușcego dlea liteinih sterjnei.* În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 9, 1970.

[2] Cosneanu, C. și Ștefănescu, Cl. *Sisteme de amestecuri de formare pentru turnători.* București, Editura Tehnică, 1989.

Dr. ing. Olga Iulian și dr. ing. Maria Constantinescu
Institutul Politehnic București

ing. Anca Bălăceanu
CUPSIC București

COMPORTAREA LA COROZIUNE A SILUMINULUI ÎN SOLUȚII ACIDE

CZ: 620.193

Utilizarea tot mai largă a unor materiale noi indigene în industrie impune cercetări prealabile privind comportarea la coroziune a acestor materiale sub acțiunea mediilor cu care vin în contact. În acest sens, studiul prezent a fost consacrat evaluării posibilității de utilizare a siluminului elaborat în România, în contact cu medii acide, în diverse condiții de lucru.

Metode de investigație

Testele experimentale au constat în studii gravimetrice care au permis calcularea vitezelor de coroziune și studii electrochimice galvanostatice, cu trasarea curbelor de polarizare (curent — potențial), din care s-au determinat parametrii cinetici ai procesului de coroziune care are loc în sistemul silumin/mediu acid [1], [2].

Probele de silumin de formă circulară cu diametrul de 35 mm și grosimea de 3 mm au fost prelucrate prin șlefuire cu șmirghel apoi degresate, uscate și cîntărite. Pentru testele galvanostatice, înainte de introducerea în celula de polarizare, electrozii de siluminu au fost prelucrați și apoi decapați.

Rezultate experimentale

Coroziunea siluminului în mediu acid presupune, ca reacție parțială catodică, reducerea ionilor de hidrogen prezenți în soluție. Această reacție poate fi responsabilă pentru intensificare, în anumite condiții, a procesului global de coroziune [3], [4].

Pentru a studia comportarea la coroziune a siluminului s-a urmărit influența naturii și a concentrației acidului, influența temperaturii soluției și a duratei de expunere a probelor în mediu agresiv asupra vitezei de coroziune.

Eșantioanele de silumin au fost testate, în soluții de acid clorhidric și în soluții de acid sulfuric, cu următoarele concentrații: 0,01, 0,1 și 0,5 M pentru diferite durate de expunere și, din pierderile în greutate determinate, s-au calculat vitezele de coroziune ale căror valori sînt prezentate în tabelul 1.

Se constată că, în soluții de acid clorhidric, se obțin în general valori medii pentru viteza de coroziune a siluminului. Valorile sînt cu atît mai mari cu cît concentrația acidului este mai mare. Astfel, în soluții de 0,01 M de acid clorhidric, viteza de coroziune, la o durată de expunere în mediu corosiv de zece ore, este de 0,052 g/m²h, (materialul fiind rezistent la coroziune conform STAS 9681—82), iar în soluție de 0,5M acid clorhidric crește la 1,25 g/m²h, la aceeași durată de expunere (materialul prezintă o rezistență medie la coroziune).

Tabelul 1

Viteza de coroziune (g/m²h) a siluminului în soluții acide, la 20 °C fără agitare

Mediul corosiv	Concentrația, M	Viteza de coroziune la durata de expunere de:		
		10 h	20 h	60 h
Acid clorhidric	0,01	0,052	0,043	0,026
	0,1	0,094	0,078	0,045
	0,5	1,250	0,930	0,402
Acid sulfuric	0,01	0,180	0,140	0,061
	0,1	0,580	0,400	0,190
	0,5	2,300	0,890	0,500

Se remarcă o scădere în timp a vitezei de coroziune pentru toate concentrațiile testate. Scăderea este mai pronunțată în cazul expunerii siluminului în soluții mai concentrate. Astfel, într-o soluție de 0,01 M acid clorhidric, viteza de coroziune la șaizeci de ore de testare scade de două ori față de valoarea obținută la o durată de expunere de zece ore; pentru silumin în soluție de acid clorhidric de concentrație 0,5 M scăderea pentru același interval de timp este de 3,1 ori.

După o expunere de șaizeci de ore în mediu agresiv, viteza de coroziune a siluminului scade foarte puțin, practic rămînînd constantă în timp, fapt care demonstrează că se realizează o frînare în timp a dizolvării metalului în mediu acid.

O comportare similară se obsearvă și în cazul sistemului de coroziune silumin/acid sulfuric de diferite concentrații. În soluție de 0,5 M de acid sulfuric, viteza de coroziune a siluminului este de aproximativ treisprezece ori mai mare față de cea obținută în soluție de 0,01 M la o durată de expunere de zece ore.

La durate mai mari de testare (60 ore), viteza de coroziune în soluții mai concentrate este de numai opt ori mai mare.

Tabelul 2

Viteza de coroziune (g/m^2h) a siluminului în soluții acide pentru diferite temperaturi, la o durată de expunere de zece ore, fără agitare

Mediul corosiv	Concentrația, M	Viteza de coroziune la temperaturile, °C		
		20	35	50
Acid clorhidric	0,01	0,052	0,676	1,210
	0,10	0,094	0,980	2,680
	0,50	1,250	2,310	3,960
Acid sulfuric	0,01	0,180	2,410	4,250
	0,10	0,580	7,220	13,610
	0,50	2,300	18,460	23,940

Tabelul 3

Parametrii cinetici ai coroziunii siluminului în soluții acide la 20°C

Mediul corosiv	Es, mV	i_{cor}, μA	b_c, mV	b_a, mV
HCl 0,01 M	−0,580	18	120	70
H_2SO_4 0,01 M	−0,510	31	150	110

Se remarcă o scădere în timp a vitezei de coroziune cu atît mai mare cu cît soluția este mai concentrată. Astfel, în soluție de 0,01 M, viteza scade pe intervalul 10—60 ore de 2,9 ori, iar pentru soluția mai concentrată (0,5 M), se obține o valoare a vitezei de coroziune de 4,6 ori mai mică.

În general, în toate cazurile, viteza de coroziune a siluminului în acid sulfuric prezintă valori mai mari în comparație cu cele obținute pentru silumin în soluții de acid clorhidric.

Un factor important care își pune amprenta asupra procesului de coroziune este temperatura mediului agresiv. În acest scop, s-a urmărit comportarea siluminului în soluții acide pe un interval de temperatură cuprins între 20 și 50°C. Creșterea temperaturii produce o mărire considerabilă a vitezei de coroziune atît în acid clorhidric, cît și în acid sulfuric, la toate concentrațiile (tab. 2). Această comportare se explică prin scăderea polarizației reacțiilor parțiale ale procesului de coroziune o dată cu creșterea temperaturii, deci mărirea vitezei procesului global.

Din studiul valorilor vitezei de coroziune, obținute prin testele experimentale, se poate constata că materialul devine nerezistent la aceste medii și nu se recomandă folosirea materialelor la temperatură mai ridicată de 20°C.

Determinările electrochimice în regim galvanostatic au realizat curbele dependenței curent-potențial catodic, respectiv anodic, care corespund celor două reacții parțiale ale procesului global de coroziune. Potențialul de electrod s-a determinat față de cel al electrodului de calomel saturat.

Din analiza curbelor de polarizare în regim galvanostatic s-au calculat principalii parametri electrochimici ai procesului de coroziune a siluminului în soluții de acid clorhidric și de acid sulfuric (tab. 3).

Siluminul în soluția de acid clorhidric prezintă un potențial staționar negativ comparativ cu cel determinat în soluție de acid sulfuric, dar în ambele cazuri sistemul de coroziune se situează în domeniul activ, fiind, deci, în plin proces de dizolvare a metalului. Totuși, în soluție de acid clorhidric, viteza de coroziune este mai mică decît valoarea vitezei obținute în soluție de acid sulfuric. Aceste observații sînt în concordanță cu rezultatele obținute prin testele gravimetrice. În ambele cazuri se observă din pantele Tafel că reacția catodică de reducere a ionilor de hidrogen este determinantă pentru procesul de coroziune a siluminului în medii acide.

Concluzii

Pe baza analizei rezultatelor obținute din determinările experimentale realizate prin metoda gravimetrică și prin metoda galvanostatică se pot deduce următoarele concluzii:

— Siluminul prezintă o rezistență bună la acțiunea acidului clorhidric și medie la acțiunea acidului sulfuric, la toate concentrațiile studiate, la temperatura de 20°C.

— Mărirea concentrației acidului duce la mărirea vitezei de coroziune. Pentru toate concentrațiile, valoarea vitezei de coroziune scade considerabil în timp, iar după șaizeci de ore de expunere rămîne aproximativ constantă.

— O dată cu creșterea temperaturii se obțin valori mari ale vitezei de coroziune, fapt care duce la concluzia că la temperaturi mai mari de 20°C nu se recomandă utilizarea siluminului în aceste medii.

BIBLIOGRAFIE

[1] Landauer, Ortansa, Iulian, Olga, ș. a. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 4, 1985, p. 217.

[2] Landauer, Ortansa, Iulian, Olga ș. a. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 8, 1987, p. 390.

[3] Heitz, E. și Schwenk, W. În: Werkst. Kor., R.F.G. 27, 1976, p. 241.

[4] Bockris, J. O'M. și Reddy, K. N. New York, Modern Electrochemistry, Plenum Press, 1970, cap. 9

72428, Bucharest-Romania
256, Muncii Blvd.
Phone: 29.30.40; 28.20.10
Telex: 10344

FAUR S. A. SE PREZINTĂ

Societatea Comercială FAUR S.A., organizată conform noii legislații românești în luna ianuarie 1990, reprezintă tradiția națională în construcția de material rulant, motoare și utilaje complexe.

Firma originară a actualei societăți a fost **Societatea MALAXA**, înființată în anul 1921, care a reprezentat unul din miracolele dezvoltării industriale ale României interbelice.

MALAXA a produs locomotive și automotoare situate la nivelul cel mai înalt al tehnicii vremii.

Începînd cu anul 1945, autoritățile au numit-o Uzinele „23 August" dar, suportînd consecințele economiei socialiste, firma a reușit și în perioada postbelică să păstreze și să continue tradițiile construcției de mașini românești.

Denumită „Mecanicul șef" al României, firma a asigurat refacerea industriei metalurgice, a industriei constructoare de mașini, a industriei materialelor de construcții, producînd mașini și utilaje unicat, adaptate la necesitățile de reconstrucție postbelică.

Capitalul social al actualei firme FAUR S. A. este de 4897,7 mil. lei, format din acțiuni nominative în valoare nominală de 5000 lei/buc.

FAUR S. A. produce și comercializează :

— locomotive magistrale, mici și mijlocii ;
— motoare Diesel de putere între 350 și 1500 CP pnetru grupuri de foraj și energetice, pentru autobasculante grele, locomotive și pentru echiparea produselor speciale șenilate ;
— compresoare cu cilindri opuși și gazomotocompresoare ;
— echipamente de frînă pentru locomotive și vagoane de marfă și călători ;
— piese de schimb ;
— piese turnate și foraje ;
— utilaje complexe ;
— SDV-uri, inclusiv servicii ;
— asistență tehnică.

FAUR S. A. efectuează :

— reparații de mașini unelte, utilaje ;
— operațiuni de comerț exterior, engineering, colaborînd direct cu bănci de comerț exterior.

FAUR S. A. colaborează direct cu bănci de comerț exterior, efectuînd operațiuni de fond valutar, putînd participa și conveni la operațiuni de credit.

Societatea desfășoară activități cu caracter social, cultural, alimentație publică, de comercializare a unor mărfuri de larg consum, în favoarea salariaților.

Societatea FAUR S. A. își așteaptă partenerii comerciali și de afaceri, fiind deschisă adaptării la cerințele clienților interni și externi, oricărei activități directe și conexe obiectului său de activitate.

FAUR S. A.

FAUR S. A. PRESENTS ITSELF

FAUR commercial society, a shareholding company, organized in January 1990 in keeping with the new Romanian legislation, represents the national tradition in building rolling stock, engines and heavy equipment.

The **MALAXA** firm was a founder of the present society ; the factory was build in 1921 and proved to be one of the miracles of Romanian industrial development between the two world wars.

MALAXA produced locomotives and motor railers according to the highest technical standard of the time.

Starting with 1945, the authorities named the enterprise the „23 August" works. Bearing the consequences of the socialist economy, the firm managed to keep up with the traditions of Romanian machine building.

Called the „Chief engineer" of our country, the firm made possible the recovery of the metallurgical industry, of the machine building industry, of the building materials industry, manufacturing single equipments and machines, adapted to the postwar recovery necessities.

The social fund of the present FAUR firm, based on shares is of 4897,7 mil. lei, consisting of nominative shares with a nominal value of 5,000 lei/share.

FAUR S. A. produces and commercializes :

— small and medium-sized, locomotives ;
— Diesel engines of 350—1500 HP, for drilling and energetic groups, for heavy lorries, locomotives and for special caterpillar chain products ;
— compressors with oposite cylinders and gas-engine-compressors ;
— break equipments for locomotives ,merchandise and passenger waggons ;
— spare parts ;
— castings and forgings ;
— heavy equipments, tools, devices and checkers service included ;
— technical assistance ;
— machine-tools current repairs ;
— foreign trade operations, engineering, direct cooperation with foreign trade banks.

The society also includes social and cultural activities, public supply, goods supply for the employees.

The shareholding **FAUR society** is waiting for its trading partners, the **FAUR enterprise** is open to make itself suiable for the requirements of the domestic and foreign clients, for any direct and additional activity connected with its fields.

FAUR S. A.

72428, Bucharest-Romania
256, Muncil Blvd.
Phone: 29.30.40; 28.20.10
Telex: 10344

FAUR S. A. produces and commercializes:

— small and medium sized locomotives;
— Diesel engines of 350—1500 HP for drilling and energetic groups, for heavy larries, locomotives and for special caterpillar chain product equipments;
— compressors with opposite cylinders and gas-engine-compressors;
— break equipments for locomotives, merchandise and passenger waggons;
— spare parts;
— castings and forgings;
— heavy equipments;
— technical assistance.

Prompt delivery, at request!

Pronta entrega, al recibo de su pedido!

FAUR S. A. produce y hace comercial:

— locomotoras de pequeñas y medias dimensiónes;
— motores Diesel de 350—1500 CV para grupos de horadación y energeticos, para autovolquetes de gran capacidad, locomotoras y para equipar las maquinas especiales de orugas;
— compresores con cilindros opuestas y gasmotocompresores;
— toda clase de frenos para locomotoras, vagones de mercancías y viajeros;
— piezas de repuesto; — asistencia téchnica.

FAUR S. A. produce și comercializează:

— locomotive magistrale, micî și mijlocii;
— motoare Diesel de putere între 350 și 1500 CP pentru grupuri de foraj și energetice, pentru autobasculante grele, locomotive și pentru echiparea produselor speciale șenilate;
— compresoare cu cilindri opuși și gazomotocompresoare;
— echipamente de frînă pentru locomotive și vagoane de marfă și călători;
— piese de schimb;
— piese turnate și forjate;
— utilaje complexe;
— asistență tehnică.

E 3280

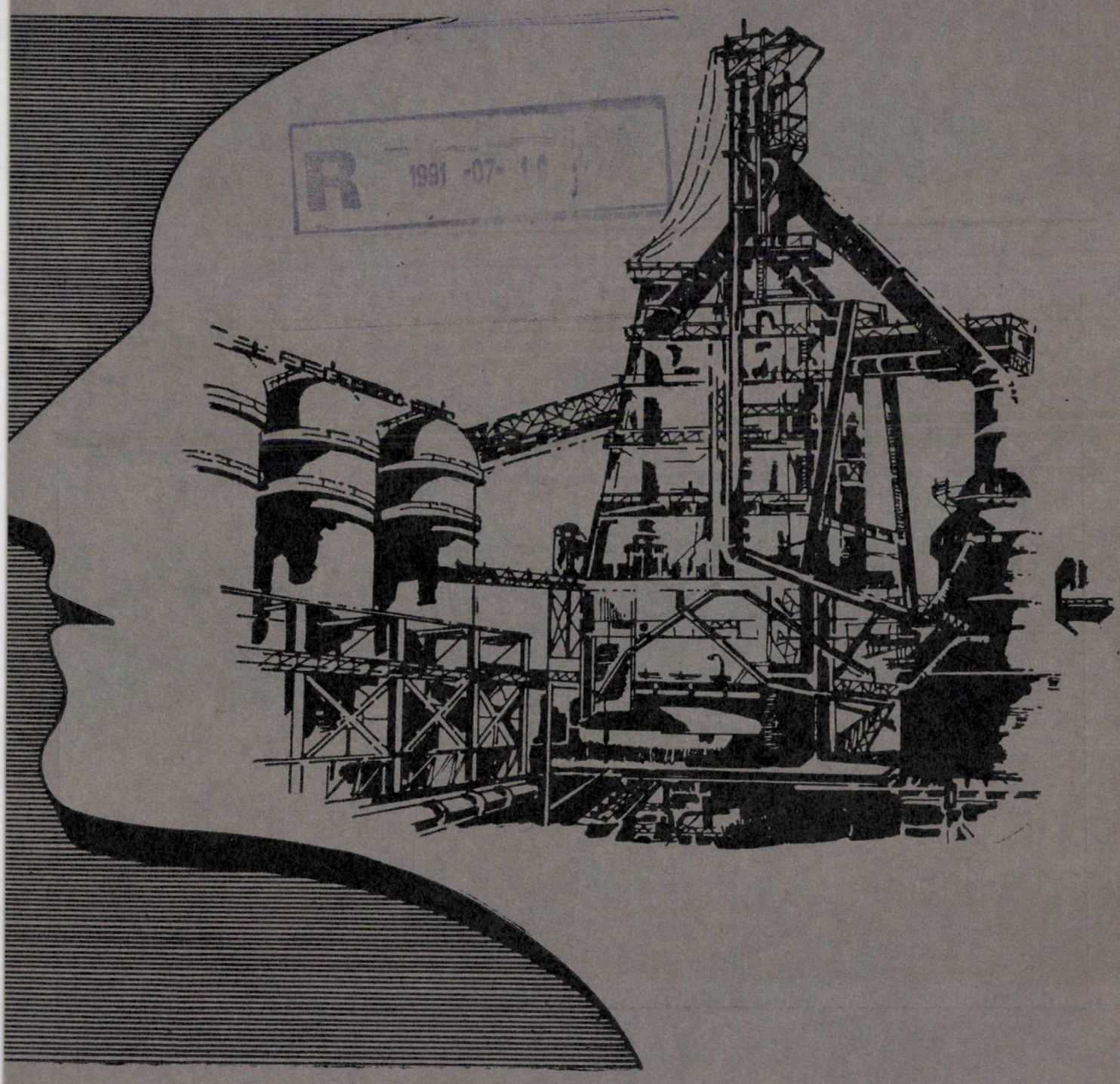
METALURGIA

Kon

Sidex GALAȚI

NR. 3

METALURGIA — BUCUREȘTI
ANUL XLIII MARTIE 1991



R 1991 -07- 10

SIDEX

MANUFACTURES AND EXPORTS FOR YOU:

Hot Rolled Flat Products

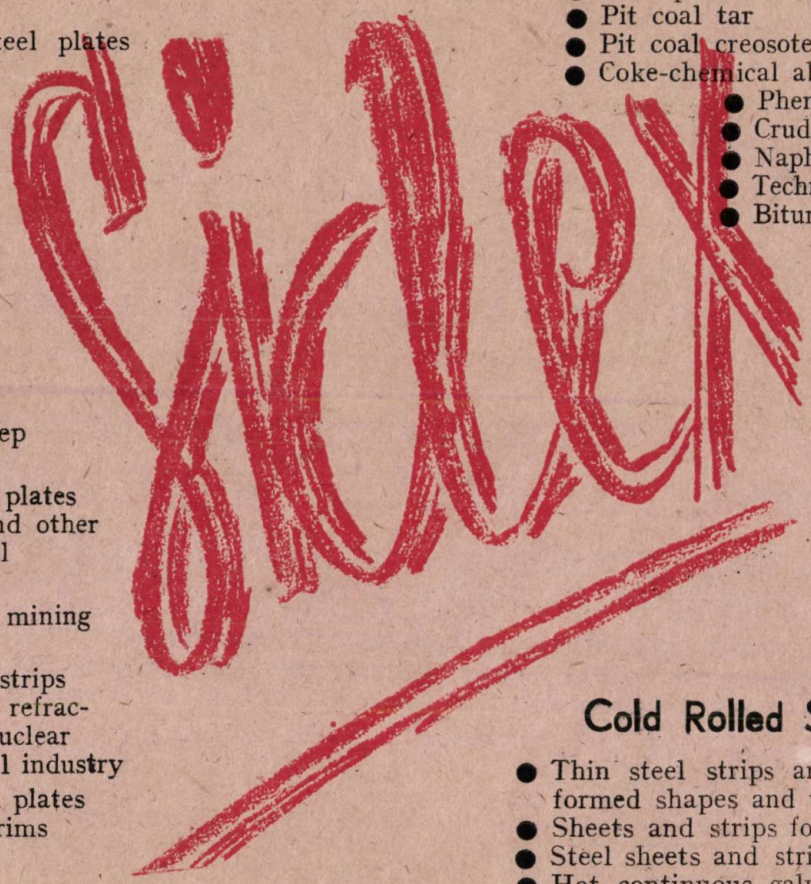
- Ordinary steel strips and plates for constructions
- Fine grained steel strips and plates for welded constructions
- Atmospheric corrosion resistant steel strips and plates
- Shipbuilding steel plates
- High quality carbon steel strips and plates for machine building
- Steel plates for boilers and pressure vessels
- Steel strips and plates for cold bending and deep drawing
- Steel strips and plates for side bars and other parts with small bending radius
- Steel plates for mining equipment
- Stainless steel strips and plates and refractory steel for nuclear and aeronautical industry
- Steel strips and plates for automobile rims

Steel Semi-products

- Continuous cast or rolled slabs
- Continuous cast blooms
- Rolled billets

Coke-chemical products
Blast furnace coke

- Ferro-alloys coke
- Fine coke
- Coal tar
- Coke-chemical ammonia sulphate
- Concentrated ammonia water
- Technical ammonia
- Aromatic fraction
- Coke plant technic sulphur
- Pit coal tar
- Pit coal creosote for carbon black
- Coke-chemical absorption oil
- Phenolic fraction
- Crude anthracene
- Naphthalene
- Technical ferric sulphate
- Bitum



Cold Rolled Sheets

- Thin steel strips and sheets for cold formed shapes and welded pipes
- Sheets and strips for deep drawing
- Steel sheets and strips for car industry
- Hot continuous galvanized steel strips and sheets

Other Products

- Liquid and gas oxygen
- Liquid and gas nitrogen
- Liquid and gas argon
- Granulated blast-furnace slag
- Non-iron slag

FOR YOU!

SIDEX of Galatzi, the best partner for you to obtain a good product at a good price.
Prompt delivery, at request!

1991 SEP 03

SIDEX
IRON AND STEEL COMPLEX OF GALATZ

Located on the bank of the Danube, equipped with a great ore carrier harbour SIDEX of Galatz has been designed with modern integrated technological flow and specific auxiliary plants (energetics, spare parts manufacturing, maintenance) in order to obtain the production autonomy — SIDEX of Galatz exports their products in 39 countries.

Equipped with up to date production plants, it is manufacturing a large range of products, with high technical level, competitive all over the world.

At present, SIDEX of Galatz delivers heavy plates, cold rolled sheets and strips of about 400 steel grades, according to the foreign and Romanian Standards approved by the International Naval Registers.

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI * ROMANIA *
SIDEX

GALAȚI
STR. SIDERURGIȘTILOR, NR. 1
COD 6200
TEL.: 934/30 004; 31 900
TELEX: 51.257; 51.312

COKE — CHEMICAL PLANT

It consists of:
— eight coking batteries with a capacity of 4,0 mil. t/year;
— two chemical sections for by-products.

The plant is equipped with modern units for coal grinding and dosage and for dry cooling using a large range of coals to produce high mechanical resistance coke.

Coke tars and coke gas are treated into the chemical section obtaining the following by-products: ammonia sulphate, benzene, ammonia sulphur, naphtalene, antracene, technical oils, tar a.s.o.

SINTERPLANT AND BLAST FURNACES

It consists of:
— raw materials store with auxilliary equipment for material sorting, homogenization, transport and piling, with a capacity of 3,8 mil. t;
— three ore plants with a total capacity of 12,6 mil. t/year;
— six blast furnaces as follows: four with inner volume of 1700 m^3 each of them, one with inner volume of 2700 m^3 and one of 3500 m^3/inner volume; the total capacity is 8,6 mil. t pig iron/year;
— auxiliary equipments for the following operations: pig iron bend casting, desulphurization in open laddles, slag wet graining and metallurgical waste storage. The plant produces pig iron for steel making.

STEEL MAKING SHOPS AND BRICK REFRACTORY

It consists of:
— three steel plants with LD coverters with a capacity of 9—10 mil. t steel/year; two of them delivers liquid steel for continuous casting machines, too;
— two continuous casting systems with 10 continuous casting machines with a capacity of 2,7 mil. t slabs/year and 2,5 mil. t blooms/year;
— one electrical steel plant with a capacity of 175000 t/year;
— auxiliary plant for: metallurgical lime, blocks and dolomitic bricks and antishrinkage products. These plants delivers ingots, slabs and continuous cast blooms.

ROLLING MILLS PLANT

It consists of:
— Slebing mill with a capacity of 3,0 mil. t/year;
— semi-products mill with a capacity of 2,5 mil. t/year;
— hot plate mill with a capacity of 3,0 mil. t/year;
— two heavy plate rolling mills with a capacity of 1,2 and 1,5 mil. t/year;
— two cold sheet rolling mills with a capacity of 0,9 and 0,6 mil. t/year;
— one continuous electroplated system with a capacity of 100 000 t/year.

The plant produces a large range of products such as plates, hot and cold sheets, continuous galvanized strips and plates from about 40 steel grades.

AUXILIARY PLANTS

Spare Part and Repairing Plant is the main spare part supplier for all works. It consists of pig iron foundries, forge sections, welded units, mechanical processings, tool maker's shop and repairing shop.

POWER GENERATION AND DISTRIBUTION PLANT

It is the main electrical power, combustible gas, oxygen and nitrogen supplier for SIDEX of Galatz. It consists of: deep joining power stations, water utilization systems, oxygen plants, compressed-air plants, pit gas regulation stations, maintenance and repairings work shops.

Service and Transport System provides internal transport, maintenance and repairing of the railroad stock. It coordinates seven railway stations with a traffic of about 1700 trucks/day.

Oven Repairing Plant carries out various repairing works at coke ovens, sintering machines, air preheater, converters, heat treatment and reheating furnaces, constructions and roads repairing.

RESEARCH — DEVELOPMENT

Central Laboratory is equipped with up to date devices for production control by means of the chemical analyses and metallographical, spectral, toxicological, physical and mechanical tests.

Research and Design Institute for Plates and Metallic Coatings elaborates studies, research works and tehnological, engineering and manufacturing technology projects for plate, and anticorrosion protection coatings, projects for equipments, installations and ferrous metallurgy constructions, as well as documentation for capital and current repairs.

A life of experience on the steel market and many friends in the steel business!

COMBINATUL SIDERURGIC GALAŢI — SIDEX

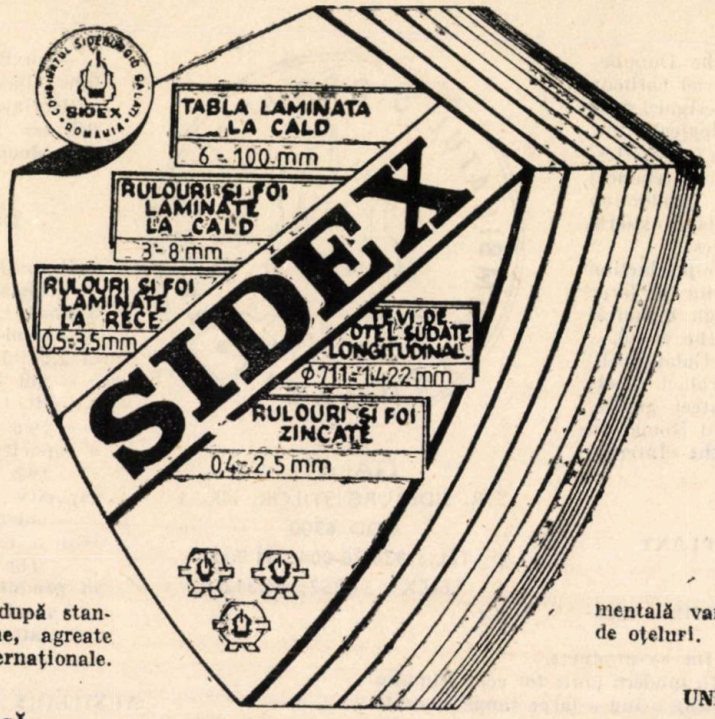
GALAŢI, STR. SIDERURGIŞTILOR NR. 1, COD 6200 • TEL.: 934/30004; 31900 • TELEX: 51.257; 51.312

Amplasat lîngă Dunăre şi dotat cu un mare port mineralier, acest complex de uzine siderurgice pentru producerea oţelului a fost conceput cu flux tehnologic integrat, la nivelul tehnicii de vîrf, şi unităţi auxiliare specifice (energetice, fabricaţie de piese de schimb, întreţinere) pentru autonomie de producţie.

Combinatul Siderurgic Galaţi exportă produsele sale în 39 de ţări.

Dotat cu unităţi de producţie moderne, realizează o gamă largă de produse, de înalt nivel tehnic şi calitativ, competitive pe plan mondial.

În prezent, Combinatul Siderurgic Galaţi produce tablă groasă, benzi şi table laminate la rece, din peste 400 de mărci de oţeluri, după standardele româneşti şi străine, agreate şi de registrele navale internaţionale.



UZINA LAMINOARE

Are în componenţă:

— laminorul SLEBING cu capacitate de 3,0 mil. t/an;

— laminorul de semifabricate cu capacitatea de 2,5 mil. t/an;

— laminorul de benzi la cald cu capacitatea de 3,0 mil. t/an;

— două laminoare de tablă groasă cu capacitatea de 1,2 şi 1,5 mil. t/an;

— două laminoare de benzi la rece cu capacitatea de 0,9 şi 0,6 mil. t/an;

— o instalaţie de zincare continuă cu o capacitate de 100 mii t/an.

Se produc table, benzi laminate la cald şi la rece, table şi benzi zincate continuu, într-o gamă sortimentală variată din peste 400 mărci de oţeluri.

UZINA COCSOCHIMICĂ

Are în componenţă:

— opt baterii de cocsificare cu o capacitate de 4,0 mil. t/an;

— două secţii chimice pentru subproduse.

Uzina are în dotare instalaţii moderne pentru măcinarea şi dozarea cărbunilor şi stingerea uscată a cocsului, utilizînd o gamă largă de cărbuni din care produce cocs cu înaltă rezistenţă mecanică.

Gudroanele şi gazul de cocs sînt prelucrate în secţia chimică rezultînd următoarele subproduse: sulfat de amoniu, benzen, amoniac, sulf, naftalină, antracen, uleiuri tehnice, smoală etc

UZINA AGLOMERARE-FURNALE

Are în componenţă:

— depozitul de materii prime cu instalaţiile aferente necesare sortării, omogenizării, transportului şi stivuirii materialelor, cu o capacitate de 3,8 mil.t;

— trei fabrici de aglomerare a minereului cu o capacitate totală de 12,6 mil. t/an;

— şase furnale din care: patru cu volum de 1700 m³ fiecare; unul cu volum de 2700 m³ şi cel de-al şaselea de 3500 m³; capacitatea totală a furnalelor este de 8,6 mil. t fontă/an;

— instalaţii auxiliare pentru: turnarea fontei pe bandă, desulfurarea fontei în oale deschise, granularea umedă a zgurii şi depozitarea deşeurilor siderurgice.

Uzina produce fontă de primă fuziune pentru prelucrare în oţelării.

UZINA OŢELURI-REFRACTARE

Are în componenţă:

— trei oţelării LD cu o capacitate de 9—10 mil. t oţel/an, din care două oţelării furnizează şi oţel lichid pentru instalaţiile de turnare continuă;

— două instalaţii de turnare continuă cu zece maşini de turnare, cu o capacitate de 2,7 mil. t/an sleburi şi 2,5 mil. t/an blumuri;

— o oţelărie electrică cu o capacitate de 175 mii t/an;

— fabrici auxiliare pentru: var metalurgic, blocuri şi cărămizi dolomitice şi produse antiretasură.

Uzina furnizează lingouri, sleburi şi blumuri turnate continuu pentru laminare.

UNITĂŢI AUXILIARE

UZINA DE PIESE DE SCHIMB ŞI REPARAŢII SIDERURGICE este principalul furnizor de piese de schimb pentru uzinele combinatului. Are în componenţă turnătorii de oţel şi fontă, secţii de forjă, ansambluri sudate, prelucrări mecanice, sculărie şi reparaţii.

UZINA DE PRODUCERE ŞI DISTRIBUIRE A ENERGIEI ÎN SIDERURGIE este principalul furnizor de energie electrică, gaze combustibile, oxigen şi azot necesare Combinatului Siderurgic Galaţi.

Are în componenţă: staţii electrice de racord adînc; gospodării de apă; fabrici de oxien, centrale de aer comprimat; staţii de reglare a gazului metan; ateliere speciale de reparaţii şi întreţinere pe ramuri.

UZINA PENTRU EXPLOATARE-TRANSPORTURI UZINALE asigură transportul tehnologic intern, întreţinerea şi repararea materialului rulant. Coordonează şapte staţii de cale ferată cu un trafic de cca 1700 vagoane/zi.

UZINA PENTRU REPARAŢII CUPTOARE SIDERURGICE efectuează lucrări complexe de reparaţii la baterii de cocsificare, maşini de aglomerare, caupere, convertizoare, cuptoare de reîncălzire şi tratament termic, reparaţii la construcţii şi drumuri.

CERCETARE-DEZVOLTARE: LABORATORUL CENTRAL este dotat cu aparatură modernă la nivel mondial şi execută controlul de calitate al producţiei prin analize chimice şi încercări metalografice, spectrale, toxicologice, fizico-mecanice etc.

ICPPAM — INSTITUTUL DE CERCETARE ŞI PROIECTARE DE FABRICAŢIE PENTRU PRODUSE PLATE ŞI ACOPERIRI METALICE

Elaborează studii, cercetări şi proiecte de inginerie tehnologică şi tehnologii de fabricaţie pentru produse plate şi acoperiri de protecţie anticorosivă.

Elaborează proiecte pentru utilaje, instalaţii şi construcţii siderurgice, precum şi documentaţii pentru reparaţii capitale şi curente.

METALURGIA 3

ORGAN AL DEPARTAMENTULUI INDUSTRIEI METALURGICE 1991

CUPRINS

Ionescu, E. şi Rizescu, C.: **Producţia de oţeluri speciale în România** 47

Chifu, Gh.: **Rentabilizarea cuptoarelor electrice de elaborare a oţelului** 51

Şoit-Vizante, I., Dobrovici, D. şi Hriţac, Mariana: **Influenţa compuşilor titanului asupra proprietăţilor zgurii de furnal** 60

Colan, H., Perneş, Maria şi Galfi, Duca, Maria: **Oţeluri martensitice (maraging) sinterizate** 63

Maniu, Al., Florea, Rodica şi Florea, Tr.: **Cercetări şi experimentări privind tehnologia de obţinere a butucului torpedo de la bicicletă prin extrudare** 68

Chelu, Gh. şi Dumitrescu, A. T.: **Simularea extrudării la cald a oţelurilor inoxidabile feritice prin metoda torsiunii** 72

Sofroni, L., Schönberger, Fr., Bratu, C. şi Ştefănescu, Fl.: **Cercetări privind turnarea în forme vidate a cilindrilor uscători pentru industria hîrtiei** 77

REVISTA REVISTELOR: 67, 71, 78

COLEGIUL DE REDACŢIE:

AL. GEORGESCU, E. IONESCU, SANDU FLORENTIN, C. GEORGESCU, RADU GELU, I. PRISECARU, P. NEDELESCU, AL. FLOREA, FL. OPREA, V. MUNTEANU, B. ROŞCA, I. SUCIU, L. SOFRONI, E. FLORIAN, C. DUMITRESCU, S. SAMOILESCU, I. CHIOSE, R. HANGA, D. APOSTOLESCU, V. SCORŢEANU, P. BOTORAN, SANDU EUGEN, GH. LEPĂDATU, O. GRĂMADĂ, V. PARPALĂ, C. VASILE, I. IACOBESCU, D. GUIDEA, A. VASILESCU, H. VODĂ, GH. TERHEŞ, I. ANDREI, S. MILANCOVICI, I. AVRAM.

REFERENŢII DE SPECIALITATE:

Ing. C. SÎRBU; dr. ing. C. RIZESCU; ing. S. DIMITRIU; ing. M. NEGULICI; dr. ing. G. PÎRVU, ing. C. SCORŢEA şi dr. ing. I. RIPOŞAN

Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136-137, telex: 11226, Bucureşti, str. 30 Decembrie, nr. 2.

Şef O.I.D.: ing. Brândușa Florentina Scorţea

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor: ELENA PÂRVU

Revista METALURGIA, organ al Departamentului Industriei Metalurgice — Redacţia şi administraţia: Bucureşti, str. Mendeleev 21—25, sectorul 1, telefon 59.49.90. Revista este editată de ICEM—O.I.D. Instituţiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30 15 20 20 B.C.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 600 anual. Costul unui exemplar: lei 50. Tiparul I. P. Universul, str. Brezoianu, nr. 23-25 Bucureşti

„UNIVERSUL" — c. 2415

CONTENTS

DC: 669.15 — 194

Ionescu, E. and Rizescu, C.: **Special steel production in Romania**

The paper analyses the main steel grades produced in Romania: heat-treatable steels, bearing steels, high-speed and alloy tool steels, stainless steels and electrical steels. The authors present the Romanian steel producers, and the technological processes employed. Special steel production and consumtion and the estimation of their use on the domestic market are also presented.
Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 47—50

DC: 669.161.18 : 669.041.31

Chifu, Gh.: **Electric steel work economic efficiency**

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 51—59

C: 669.295 : 669.046.58

Şoit—Vizante, I., Constantin, N., Dobrovici D. and Hriţac, Mariana: **The influence of titanium compounds on the blast furnace slag properties**

The paper presents the modifications of blast furnace slag properties when using certain titanium ores in the charge. The authors analyse the influence of titanium dioxide on the slag fluidity and the influence of titanium carbide and carbonitride on slag.

Metalurgia 43 (1991), nr. 10 p. 60—62

DC: 669.15 — 194.55

Colan, H., Perneş, Maria and Galfi, Duca, Maria: **Sintered maraging martensitic steels**

The paper deals with sintered maraging martensitic steels: the influence of powders and steelmaking processes on the mechanical properties, the influence of titanium and manganese on the mechanical propreties of maraging martensitic steels.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3 p. 63—67

DC: 621.777

Maniu, Al., Florea, Rodica and Florea, Tr.: **Researches and experiments concerning the manufacturing by extrusion of the bicycle torpedo hub**

The paper presents the advantages of a new combined technology used for manufacturing the torpedo hub: press forming, extrusion and welding.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 68—71

DC: 621.777 : 669.14.018.8

Chelu, Gh. and Dumitrescu, A. T.: **Simulation of ferritic inoxidable steel hot extrusion by the torsion method**

The aim of the method presented in this paper is the rapid determination of the physical-mechanical properties of the tubes obtained by extrusion in certain technological conditions. It can also be obtained in laboratory the optimum value of the extrusion technological parameters required for a given metallographic structure of the extruded product.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 72—76

DC: 621.746.01 : 621.771.07

Sofroni T., Schönberger, Fr., Bratu, C. and Ştefănescu, Fl: **Researches on the drying cylinder casting for paper industry in vacuum moulds**

The paper presents a new technology for casting the drying cylinders used in paper industry based on vacuum molds and indirect supplying. The advantages of this technology are presented in comparison with the casting technology in ordinary molding sand, with direct supplying.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 77—78

INHALT

DK : 669.15—194

Ionescu, E. und Rizescu, C. : **Sonderstahlerzeugung in Rumänien**

Die Arbeit analysiert die wichtigsten Stähle die in Rumänien hergestellt werden : Stähle für Wärmebehandlungen, Kugellagerstähle, Schnellarbeitsstähle und legierte Werkzeugstähle sowie Stähle für die Elektrotechnik. Es werden die rumänischen Stahlhersteller sowie der technologische Raum wo die o.g. Stähle hergestellt werden, dargestellt.

Es werden die Herstellungs-und Verbrauchsphasen, einschliesslich der Einschätzung der Entwicklung des Spezialstahleinsatzes im Inland analysiert.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 47—50

DK : 669.161.18 : 669.041.31

Chiţu, Gh. : **Wirtschaftlichkeit der Elektrolichtbogenöfen für die Stahlherstellung**

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 51—59

DK : 669.295 : 669.046.58

Şoit—Vizante, I., Constantin, N., Dobrovici, D. und Hriţac, Mariana : Einfluss der Titanbestandteile auf den Hochofenschlackeeigenschaften

In der vorliegenden Arbeit werden die Veränderungen der Eigenschaften der Hochofenschlacke, während des Einsatzes in der Beschickung, einiger titanbeinhaltenden Erzen dargestellt. Es wird der Einfluss des Titandioxyds auf der Giessbarkeit sowie der Einfluss der Karbide und der Karbonitride auf der Schlacke, dargestellt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 60—62

DK : 669.15—194.55

Colan, H., Perneş, Maria und Galfi, Duca, Maria : **Veraltete martensitische sinterisierte Stähle (Maraging)**

Die vorliegende Synthese bietet einige Daten betreffs der martensitischen Stähle an. Es wird der Einfluss der verschiedenen Pulbern und Herstellungsverfahren auf den erzielten mechanischen Eigenschaften dargestellt. Es wird ebenfalls der Einfluss des Titans und des Mangans auf einigen mechanischen Eigenschaften der veralteten martensitischen Stähle dargestellt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 63—67

DK : 621.777

Maniu, Al., Florea, Rodica und Florea, Tr. : **Erforschungen und Versuche angesichts der Herstellungstechnologie, durch Strangpressen, der Fahrradtorpedonaben**

In der Arbeit werden die Vorteile einer neuen Herstellungsvariante der Torpedonaben, mittels einer kombinierten Technologie : Prägen, Strangpressen und Schweissen dargestellt.

Metalurgia 43, (1991), nr. 3, p. 68—71

DK : 621.777 : 669—14.018.8

Chelu, Gh. und Dumitrescu, A.T. : **Simulierung des Warmstrangpressens der ferritischen rostfreien Stähle mittels der Torsionmethode**

Ziel der Modellierungs-und Simulierungsmethodologie ist die schnelle Auswertung der physikalisch-mechanischen Eigenschaften der durch Strangpressen hergestellten Rohre unter den vorgeschriebenen technologischen Bedingungen. Im Labor können ebenfalls die optimalen Werte der für die Ausführung einiger metallographischen Strukturen erforderlichen technologischen Strangpressparametern, erzielt werden.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 72—76

DK : 621.746.01 : 621.771.07

Sofroni, L., Schönberger, Fr., Bratu, C. und Ştefănescu, Fl. : **Erforschungen angesichts des Giessens der für die Papierindustrie mit Vakuumform vorgesehenen Trockenzylindern**

Die Arbeit bezieht sich auf einer neuen Giesstechnologie der Trockenzylindern für die Papierindustrie, grundlegend auf Vakuumformen und einer indirekten Speisung. Es werden die Vorteile der o.g. Verfahrenstechnik vergleichsweise mit den Gussverfahren mit Formen aus üblichen Formsand und direkter Speisung dargestellt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 77—78

SOMMAIRE

CD : 66915—194

Ionescu, E. et Rizescu, C. : **La production d'aciers spéciaux en Roumanie**

Les auteurs analysent les principales groupes d'aciers produits en Roumanie : aciers de traitement, aciers à rouleaux, aciers rapides et aciers allié à outils, aciers inoxydables et aciers éléctrotechniques.

On présente les fabricants roumains d'acier, les processus technologiques utilisés, la production et la consommation d'aciers spéciaux de même que l'évolution de leur utilisation sur le machré intérieur.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 47—50

CD : 669.161.18 : 669.041.31

Chiţu, Gh. : **Le rendement économique des fours électriques**

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 51—59

CD : 669.285 : 569.056.58

Şoit—Vizante, I., Constantin, N., Dobrovici, D. et Hriţac, Mariana : **L'influence des composants du titane sur les propriétés des scories de haut fourneau**

L'article présente les modifications des propriétés des scories de haut fourneau au cours de l'utilisation dans la charge de certains minerais titanifères. On analyse l'influence du bioxyde de titane sur la fluidité des scories de même que l'influence des carbures et des carbonitrures de titane sur la scorie.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 60—62

CD : 669.15 — 194.55

Colan, H., Perneş, Maria et Galfi, Duca, Maria : **Aciers martensitiques maraging frittés**

Les auteurs analysent les aciers martensitiques frittés, on présente l'influence des poudres et des processus d'élaboration sur les caractéristiques mécaniques obtenues, l'influence du titane et du manganèse sur certaines caractéristiques mécaniques des aciers martensitiques maraging.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 63—67

CD : 621.777

Maniu, Al., Florea, Rodica et Florea, Tr. : **Recherches et expériments concernant la technologie de fabrication par extrusion du moyen torpedo pour bicyclette**

Les auteurs présentent les avantages d'une nouvelle technologie combinée : estampage, extrusion et soudure, utilisée pour fabriquer le moyen torpedo pour bicyclette.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 68—71

CD : 621.777 : 669.14.018.8

Chelu, Gh. et Dumitrescu, A. T. : **La simulation de l'extrusion à chaud des aciers inoxydables ferritiques par la méthode de la torsion**

Le but de la méthode de modélage et de simulation présentée dans l'article est d'évaluer rapidement les caractéristiques physiques et mécaniques des tubes fabriqués par extrusion dans les conditions technologiques données. On peut également obtenir en laboratoire les valeurs optima des paramètres technologiques d'extrusion nécessaires afin de réaliser la structure métallographique imposée au produit extrudé.

Metalurgia 43 (1991) nr. 3, p. 72—76

CD : 621.746.01 :621.771.07

Sofroni, L., Schönberger, Fr., Bratu, C. et Ştefănescu. Fl : **Recherches sur la coulée des cylindres sécheurs pour l'industrie papetière en moules vidés**

L'article présente une nouvelle technologie de coulée des cylindres sécheurs pour l'industrie papetière qui utilise un moule vidé et une alimentation indirecte. On mentionne également les avantages de cette technologie par comparaison à la technologie de coulée en moules en sable ordinaire de moulage, à alimentation directe.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 77—78

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.15-194

Ионеску, Е. и Ризеску, К.: **Производство спеуциальных сталей в Румынии**

В работе анализированы основные группы сталей, изготовляемых в Румынии: стали для термической, обработки, подшипниковые стали, быстрорежущие и легированные инструментальные стали, нержавеющие и электротехнические стали. Представлены изготовители сталей в Румынии, в том числе технологическая рамка производства этих сталей.

Анализируются уровни производства и расхода, а также оценка применения специальных сталей на внутреннем рынке.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 47—50

ДК: 669.161.18: 669.041.31

Кицу, Г.: **Рентабилизирование электропечей для выплавки стали**

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 51—59

ДК: 669.295.669.046.58

Шойт—Виванте, И., Константин, Н., Добрович, Д. и Хрицак, Мариана: **Влияние титиаовых соединений на свойства доменного шлака**

В статье представлены изменения свойств доменных печей при использовании в шихте некоторых титаносодержащих руд. Анализаируется влияние титанового ангидрида на текуесть шлака, а также и влияние карбида и карбидонитридов титана на шлак.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 60—62

ДК: 669.15-194.55

Колан, Х. Переш, Мария и Галфи, Мария, Дука: **Спеченные стареющие мартенситные стали**

В работе представлены данные для спеченных мартенситных сталей. Представлено влияние порошков и способов выплавки на полученные механические характеристики. Также представлено влияние титана и марганца на некоторые механические характеристики стареющих мартенситных сталей.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 63—67

ДК: 621.777

Маниу, А., Флореа, Родика и Флореа, Тр.: **Исследования и испытания технологии получения ступицы торпеда от велосипеда выдавливанием**

В работе представлены преимущества нового варианта получения ступицы торпеда комбинированной технологией: штамповка, выдавливание и сварка.

Metalurgia 43(1991), nr. 3, p. 68—71

ДК: 621.777: 669.14.018.8

Келу, Г. и Думитреску, А. Т.: **Моделирование горячего выдавливания ферритной нержавеющей стали методом кручения**

Способ мотодики моделирования, представленного в работе, является быстрая оценка физико-механических характеристик для труб полученных выдавливанием в данных технологических условиях. Также могут быть получены в лаборатории оптимальные значения технологических параметров выдавливания , необходимые созданию определенных металлографических структур, накладываемые выдавливаемому изделию.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 72—76

ДК: 621.746.01: 621.771.07

Софрони, Л., Шенбергер, Ф., Брату, К. и Штефэнеску, Фл.: **Исследования отливки сушильных цилиндров в вакуумированных формах для бумажной промышленности**

В работе анализируется новая технология отливки сушильных цилиндров для бумажной промышленности, применяя вакуумированные формы и непрямое питание. Представлены преимущества этой технологии по сравнению с технологиями отливки в формы из обычной формовочной смеси с прямым питанием.

Metalurgia 43 (1991), nr. 3, p. 77—78

metalexportimport

BUCHAREST – ROMANIA ○ 21 – 25, D.I. MENDELEEV ST. ○ TEL. 59.68.25. ○ TELEX: 11515 metal r

FLAT PRODUCTS

• hot rolled steel plates; cold rolled steel sheet; galvanized steel sheets; cold rolled non-oriented grain silicon steel strip

HOT ROLLED STEEL PROFILES

• channels UNP; joists INP; equal angles; unequal angles; flat bars; square bars; round bars; alloyed and high speed tool steel; hot rolled round ball-bearing steel

STEEL WIRE AND WIRE PRODUCTS

• nail wire; welding electrodes wire; galvanized barbed wire type JOWA; bright steel wire for prestressed concrete (PC wire); brass plated steel cord for tyres; welding electrodes; bronze plated steel wire; stud link anchor chain cable; steel wire ropes bright or galvanized; round wire nails; soft galvanized steel wire; stress relieved steel wire strands

Make Us Your Partner for Success!

METALEXPORTIMPORT S.A. ROMANIA

...for Success!

...for Success!

REINFORCING STEEL AND WIRE ROD
SEAMLESS AND WELDED TUBES

• seamless steel pipes; seamless steel plain end line pipe; seamless steel casing; ERW pipes; longitudinally ERW pipes; cold formed profiles; cold formed profiles from hot rolled steel strip

ALUMINIUM INGOTS AND ALUMINIUM PRODUCTS

• sheets; foils; square; round; hexagonal bars, tubes, extruded profiles

PRODUCȚIA DE OȚELURI SPECIALE ÎN ROMÂNIA

Ing. E. Ionescu și dr. ing. C. Rizescu
Departamentul Industriei Metalurgice

CZ: 669. 15–194

Producția oțelurilor speciale, în raport cu cea a oțelurilor comerciale, cunoaște ritmuri pozitive de creștere. Prognozele pe termen scurt sau mai îndepărtat sînt, de asemenea, optimiste. Din acest punct de vedere, apare rațional faptul că siderurgia din România trebuie să aibă în vedere creșterea ponderii claselor superioare de oțel.

Dezvoltarea fabricației de oțeluri speciale în România a fost realizată, în principal, prin colaborare cu firme specializate. Au fost construite linii și secții de fabricație specifice. Tabelul 1 redă sintetic unele din aceste realizări.

Alături de acestea au fost dezvoltate:

— liniile de fabricație la C.S. Galați pentru oțeluri sudabile de rezistență ridicată, utilizate și pentru conducte de dimensiuni mari, sudate longitudinal; se află în producție produse plate din oțeluri C—Mn, rezistente la lucru în mediu de hidrogen sulfurat; se pot fabrica oțeluri de tipul 1 1/4Cr—1/2 Mo, rezistente la procese de fragilizare;

— tehnologia pentru fabricația oțelurilor de rulmenți cu caracteristici conform prevederilor firmei Koyo — Japonia sau Rollway — S.U.A.;

— linia de fabricație la C.M.C.T. a sîrmei de arc pentru supape de tip OTEVA.

În cele ce urmează, autorii se vor referi sintetic la unele din problemele specifice fabricației unor grupe de oțeluri speciale.

Oțeluri speciale aliate pentru construcții mecanice

În cadrul fabricației de oțeluri aliate un loc important îl ocupă oțelurile speciale pentru construcții mecance. În România nivelurile realizate se prezintă conform datelor redate în tabelul 2.

În etapa care urmează nu este de așteptat o creștere semnificativă a ponderii acestor oțeluri, ci mai mult o diversificare a mărcilor de oțel cerute de piața internă. Astăzi, în grupa oțelurilor pentru tratamente termice, sînt realizate și folosite în principal 31 de mărci. Pe global situația se prezintă astfel:

— *oțelurile fără nichel* au o pondere de 71,2% din care oțelurile Cr—B și Mn—B reprezintă cca 17%, iar cele de Cr—Mo și Mn—Mo reprezintă cca 33%;

— *oțelurile aliate cu nichel* ocupă o pondere de 28,8% din care oțelurile aliate Cr—Ni—Mo reprezintă cca 18%.

Se estimează că în etapa următoare se vor înregistra unele mutații atît în ponderea unor mărci, cît și în diversificarea acestora, în principal ca rezultat al tendinței de înlocuire a cementării clasice cu tratamentul de călire prin inducție sau alte tratamente specifice, al creșterii ponderii oțelurilor cu conținut scăzut în molibden (sub 0,15%) sau chiar fără adaos de molibden, în condițiile asigurării rezistenței la fragilizarea de revenire, precum și al dezvoltării oțelurilor autorezistente și cu tenacitate ridicată, obținută la piese forjate sau matrițate, de precizie.

Tabelul 1

Intreprinderea	Firma colaboratoare	Produsul	Capacitatea, t/an
C.O.S. Tîrgoviște	US Steel (S.U.A.)	benzi electrotehnice (calitate standard)	120 000
Oțelinox Tîrgoviște	Nisshin—Steel Daido (Japonia)	table și benzi inoxidabile	30 000
		profiluri mici din oțeluri pentru rulmenți, arc, aliate, de scule, rapide, inoxidabile	120 000
C.O.S. Tîrgoviște	Witte (R.F.G.)	profiluri mijlocii și grele din oțeluri aliate și rapide de scule	9 000
C.O.S. Tîrgoviște	Hitachi (Japonia)	sîrmă și bare trase din oțeluri aliate de scule, rapide, inoxidabile, supape	3 000
I.T. Slatina	Laminor Assel (U.R.S.S.)	țevi laminate la cald în oțeluri aliate, inclusiv rulmenți	120 000
I.T. Roman	Laminor Mannesman 20 (R.F.G.)	țevi din oțeluri speciale, inclusiv inoxidabile	120 000
I.T. Republica	Presa de extrudare 2 500, Wean-United (S.U.A.)	țevi din oțeluri aliate, inclusiv inoxidabile	40 000

Tabelul 2

Anul	Producția de oțel lingou, t	Totalul de oțel, %	Importul de lingou echivalent, % din total oțel
1989	730 620	5,4	0,012
1990 sem.I	385 450	7,7	0,033

În aceste condiţii, paleta problemelor metalurgice, referitoare la stabilitatea la tratamentul termic, călibilitate controlată, puritate şi incluziuni nemetalice, va trebui să fie mult mai adîncită şi diversificată.

Din punct de vedere al structurii de laminate utilizate astăzi, aceasta se prezintă, orientativ, astfel: profiluri uşoare inclusiv calibrate: 8,5%; profiluri mijlocii: 48,0%; profiluri grele: 43,5%.

Principalii producători din România sînt: C.O.S. Tîrgovişte, C.S. Hunedoara, C.M. Cîmpia Turzii.

Oţeluri pentru rulmenţi

Fabricaţia de rulmenţi se face în uzine specializate din Braşov, Bîrlad, Alexandria, Slatina, Ploieşti. Modernizarea acestui sector a fost realizată în colaborare cu firme din Japonia (KOYO) şi respectiv S.U.A. (Rollway).

Laminatele necesare acestei fabricaţii se obţin cu prioritate de la furnizorii interni, în principal de la C.S. Hunedoara şi C.O.S. Tîrgovişte. Oţelul necesar se realizează prin elaborare în cuptoare electrice, cu tratare suplimentară în instalaţii de tip DH sau VAD. Pentru unele destinaţii deosebite se practică şi retopirea cu arc în vid sau retopirea electrică sub zgură.

Rezultate comparative privind influenţa procedeului de elaborare practicat rezultă din datele prezentate în figura 1, referitoare la conţinutul de oxigen total şi rezistenţa la oboseală prin contact.

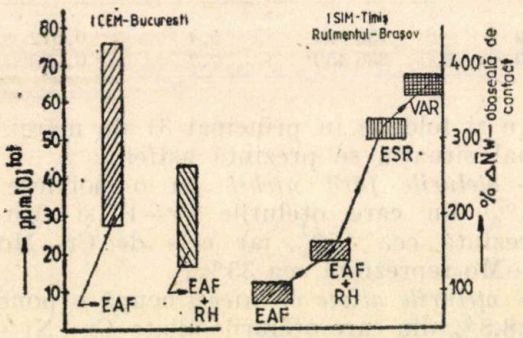


Fig. 1

Se apreciază că principalele probleme tehnologice legate de puritatea în incluziuni nemetalice, macrostrctură şi microstructură sînt bine rezolvate. Condiţiile de recepţie menţionate atît în standardele americane ASTM A290, A485, A533, cît şi în cel francez NFA 35 — — 565, sînt satisfăcute şi acoperă necesităţile actuale ale consumatorilor de oţeluri de rulmenţi. Standardul românesc este aliniat prevederilor internaţionale.

Dintre oţelurile pentru rulmenţi, se vor analiza cele de bază cu 1% carbon şi 1,5% crom. Nivelurile realizate şi ponderea acestora în producţia internă de oţel se prezintă în tabelul 3.

Tabelul 3

Anul	Producţia de oţel lingou, t	Totalul de oţel, %
1989	172 270	1,28
1990 sem. I	88 200	1,76

Ponderea diferitelor mărci de oţelui utilizate se prezintă astfel:

RUL. 1	RUL.2	RUL.3	
WI.3505	WI.3520		
69	29	2	, %

Pe piaţa internă structura laminatelor din oţel de rulment, orientativ, este următoarea: profiluri uşoare (inclusiv calibrate): 25,0%; profiluri mijlocii: 47,0%; profiluri grele: 28%.

Începînd cu semestrul II 1990 va deveni semnificativă şi producţia de ţevi din oţel de rulmenţi obţinută la I.T. Slatina.

Oţeluri rapide de scule

Fabricaţia acestor oţeluri se face în principal la C.O.S. Tîrgovişte. O anumită pondere se realizează la Intreprinderea „FAUR" Bucureşti şi la Intreprinderea de oţeluri speciale din Cristurul Secuiesc. Elaborarea, turnarea şi forjarea acestei clase de oţeluri se realizează la C.O.S.T. în baza licenţei WITTEN — R.F.G. Laminarea oţelului rapid se realizează pe laminoare moderne la C.O.S.T. şi Oţelinox Tîrgovişte.

Au fost realizate de către Institutul de Cercetări Metalurgice Bucureşti loturi experimentale de oţel rapid retopit electric sub zgură. Cu toate că durabilitatea sculelor a fost mult îmbunătăţită (fig. 2) pînă în prezent, ponderea acestor oţeluri în fabricaţia industrială nu este semnificativă.

Nivelurile realizate şi ponderea acestora în producţia de oţel sînt prezentate în tabelul 4.

Este de aşteptat ca oţelurile superrapide cu conţinuturi mai ridicate în carbon şi vanadiu de tipul oţelului 6—5—3—0 sau aliate suplimentar şi cu cobalt de tipul oţelului 12—1—4—5 să modifice întrucîtva ponderea mărcilor menţionate. Se estimează că, în următorii ani, ponderea acestor oţeluri superrapide nu va depăşi 3 — 5% din totalul oţelurilor rapide.

Structura produselor metalurgice din oţeluri rapide de scule se prezintă orientativ

astfel : profiluri uşoare : 28%; profiluri mijlocii : 50%, profiluri grele : 22%.

Prin perfecţionări atît în proiectarea sculelor, în special a celor mari, cît şi în domeniul fabricării oţelurilor, inclusiv prin promovarea

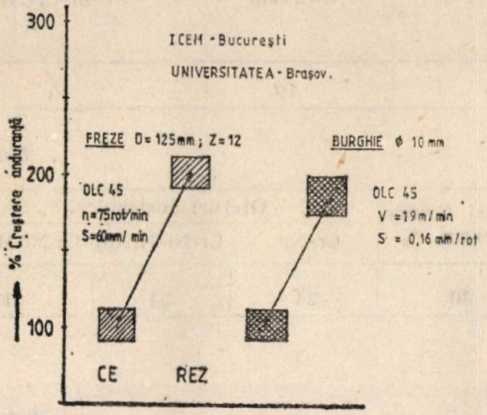


Fig. 2.

oţelurilor superrapide se estimează o reducere a ponderii profilurilor grele şi, pe ansamblu, se apreciază că ponderea oţelului rapid, în totalul fabricaţiei de oţel, nu va depăşi 0,05%.

Tabelul 4

Anul	Producţia de oţel lingou, t	Totalul de oţel, %	Importul de lingou echivalent în total oţel, %
1989	6 160	0,046	0,002
1990 sem. I	3 785	0,076	0,008

Ponderea în fabricaţie a diferitelor mărci de oţel rapid se prezintă astfel :

	RP5	RP3	RP2
W-Mo-V-Co	6—5—2—0	18—0—1—0	18—0—1,5—5
%	72,5	15	1,5

Oţeluri aliate de scule

Principalul producător de oţeluri aliate de scule este C.O.S. Tîrgovişte. Se produc, de asemenea, în sectoarele calde ale construcţiei de maşini (I.M.G.B., C.U.G. Cluj), cantităţi importante de blocuri de matriţă.

Nivelurile realizate şi ponderea acestora în producţia de oţel se prezintă în tabelul 5.

Tabelul 5

Anul	Producţia de oţel lingou, t	Totalul de oţel, %	Importul de lingou echivalent, total oţel, %
1989	24 814	0,18	0,004
1990 sem. I	14 087	0,28	0,01

Este de aşteptat ca în continuare cota oţelurilor aliate de scule să se micşoreze cu 0,10 — 0,15% în raport cu realizările din sem. I. 1990.

Repartizarea orientativă a oţelurilor aliate de scule, pe principalele domenii de utilizare, înregistrează următoarele niveluri :

— oţeluri pentru lucru la cald : 55%;
— oţeluri pentru lucru la rece : 45%.

Din punct de vedere al claselor de oţeluri, ponderea în fabricaţie este cea prezentată în tabelul 6.

În economie se utilizează următoarea structură a produselor metalurgice din oţeluri aliate de scule : profiluri mici (inclusiv calibrate) : 1,5%; profiluri mijlocii : 23,5%; profiluri grele şi blocuri : 75%.

Oţeluri inoxidabile

Corespunzător necesităţilor pieţei interne de oţel a fost pusă la punct fabricaţia integrată de tablă groasă şi bandă laminată la cald din oţeluri inoxidabile de la C.S. Galaţi şi de tablă şi benzi laminate la rece, pe baza licenţei Nisshin—Japonia, de la Intr. „Oţelinox" Tîrgovişte.

Profilurile se realizează îndeosebi la Oţelinox Tîrgovişte, C.O.S.T. şi C.S. Hunedoara, iar sîrmele şi electrozii de sudură la C.M. Cîmpia Turzii. Elaborarea oţelului se face în principal la C. S. Hunedoara prin procesul VOD. Oţelul inoxidabil se elaborează de asemenea la C.O.S. Tîrgovişte şi C. M. Cîmpia Turzii.

Ţevile laminate sau trase se realizează prin Intr. de Ţevi „Republica" Bucureşti şi Intr. de Ţevi Roman.

Nivelurile realizate şi ponderea acestora în producţia de oţel se prezintă în tabelul 7.

În perioada următoare, îndeosebi datorită necesităţilor industriei chimice şi petrochimice, este de aşteptat ca cerinţele pieţei interne să crească în prima etapă cu 0,15 — 0,30% din totalul producţiei de oţel.

Pe clase mari de oţeluri, structura consumului intern este următoarea : oţeluri austenitice : 70%; oţeluri feritice : 30%.

În prezent se înregistrează următoarea pondere a consumului pe principalele clase de oţeluri inoxidabile (tab. 8).

În etapa care urmează se estimează creşterea ponderii oţelurilor feritice, îndeosebi a celor superferitice cu conţinut în carbon+azot, de max. 0,04 (0,03)%, iar în unele cazuri cu mici adaosuri de Nb sau Ti, din clasele cu 12% sau 17% Cr, 17Cr—1Mo, 18Cr—2Mo, 26Cr—Mo, 30Cr—2Mo.

Pentru structuri sudate se vor promova probabil oţeluri de tipul 12Cr—1, 5Mn—0,5Cu sau 17Cr—1,5Mn—Ti.

Tabelul 6

Oţelurile pentru lucrul la rece				Oţelurile pentru lucrul la cald		
Ledeburitice cu Cr	hipereutectoide			Cr-Mo-V	Ni-Cr-Mo	V-Mo-Cr-Ni
	V-Cr	W-Cr				
% 47	26	8		35	19	15

Tabelul 7

Anul	Producţie oţel lingou, t	Totalul de oţel, %	Importul de lingou echivalent, % din total oţel
1989	43 730	0,32	0,05
1990sem. I	24 200	0,48	0,16

Tabelul 8

Oţeluri feritice cu crom, %	Oţeluri austenitice, %		
	Cr-Ni	Cr-Ni-Ti(Nb)	Cr-Ni-Mo(Ti)
30	24	34	12

Tabelul 9

Profiluri mici, inclusiv calibrate, %	Profiluri uşoare, %	Profiluri grele, %	Ţevi, %	Table şi benzi laminate la rece, %	Table laminate la cald, %
12	8	9	21	28	22

Pe piaţa internă structura laminatelor din oţeluri inoxidabile este cea prezentată în tabelul 9.

Este de aşteptat ca ponderea în consum a tablei groase laminate la cald să scadă cu cîteva procente, iar tabla laminată la rece şi ţevile să înregistreze creşteri.

Benzi electrotehnice

Fabricaţia benzilor electrotehnice cu grăunţi orientaţi şi neorientaţi se realizează în baza licenţei USS — S.U.A., producător C.O.S. Tîrgovişte.

Banda laminată la cald este realizată din oţel de convertizor la C.S. Galaţi. În raport cu prevederile de licenţă, oţelul cu grăunţi neorientaţi, în cea mai mare parte, se prelucrează în instalaţii cu vid şi se dirijează la turnarea continuă de sleburi.

Ponderea oţelului electrotehnic, în totalul producţiei de oţel, este redată în tabelul 10.

Pentru perioada următoare este de aşteptat creşterea ponderii oţelului electrotehnic în producţia internă cu minimum 20%. Există, de asemenea, interes pentru colaborare în vederea prelucrării fabricaţiei de oţel cu grăunţi orientaţi din clasele HIB.

Tabelul 10

Tipul de oţel	Anul	Totalul de oţel, %	Importul de lingou echivalent, % în total oţel
Oţel cu grăunţi neorientaţi	1989	1,20	—
	1990,sem.I	1,05	—
Oţel cu grăunţi orientaţi	1989	0,28	0,04
	1990,sem.I	0,18	0,12

* * *

Astăzi industria meralurgică din România este deschisă unei largi cooperări internaţionale, atît pentru comercializarea produselor, cît şi în producţia acestora, prin organizarea de societăţi mixte comerciale şi/sau de producţie, modernizarea echipamentelor şi tehnologiilor ori alte forme de interes reciproc.

RENTABILIZAREA CUPTOARELOR ELECTRICE DE ELABORARE A OŢELULUI

Ing. Gh. Chiţu
I.M.G.B.

CZ : 669.161.18 : 669.041.31

Ponderea procedeului electric în totalul producţiei mondiale de oţel a fost în continuă creştere, cu toată criza de energie din ultimii 20 de ani, mărindu-se de la 15%, în anul 1970, la 22% în 1980 şi 26,5% în 1987. Un uşor recul a fost înregistrat în 1975 (cca 16%) comparativ cu 1974 (18%). Faţă de această medie, ţările mai industrializate au dezvoltat în mai mare măsură procedeul electric, reprezentînd în 1987 cca 31% din totalul oţelului, în timp ce în ţările Europei de Est s-a ajuns numai la 16%; această pondere este „salvată" de Germania de Răsărit, cu 31% şi România cu 24%.

La alegerea strategiei dezvoltării producţiei de oţel au stat mulţi factori, între care cel mai important a fost criteriul de rentabilitate. În acest context, se pot exemplifica unele ţări cu pondere mare a procedeului electric din totalul oţelului în 1987 comparativ cu 1979 : Spania 58% (46%), Italia 52% (50%), Suedia 49%, Mexic 44%, S.U.A. 38% (28%), Coreea de Sud 23% (30%), Japonia 30% (19%), India 28% (18%).

În România, de asemenea, s-a ţinut pasul cu lumea modernă, crescînd producţia de oţeluri elaborate în cuptoare electrice de la 10% în 1970 la 25% în 1989, respectiv de la 0,6 mil.t la aproape 3,5 mil. t. În prezent, în România funcţionează aproape 100 cuptoare electrice cu arc, din care 12 buc. de 10 (120) t., 22 buc. de 50(70)t. Din totalul cuptoarelor electrice pentru elaborarea oţelului (în unele parţial şi fontă) existente în România, 43 funcţionează în cadrul Departamentului Industriei Metalurgiei şi cca 60 în metalurgia practicată în alte ramuri (din care aproape 50 în construcţia de maşini). Cuptoarele construite în România în ultimii 10 — 15 ani au regim de funcţionare UHP (Ultra High Power).

Avînd în vedere faptul că în unele uzine producţia de oţel în cuptoare electrice se realizează la un preţ de cost ridicat, că sînt agregate care nu funcţionează la parametrii proiectaţi, în lucrarea de faţă se vor prezenta principalele măsuri prin care se poate rentabiliza această fabricaţie. Unele aspecte se vor concretiza la cuptoarele de 50 — 70 t, care sînt preponderente (22 buc) în cadrul grupei de agregate mari.

Caracteristicile cuptoarelor electrice de 50(70)t

Principalele dimensiuni şi caracteristici tehnice de care depinde realizarea parametrilor proiectaţi la cuptoarele de 50 t sînt următoarele : regimul de funcţionare = UHP (putere înaltă de topire); puterea transformatorului = 30/36 MVA ; diametrul interior al mantalei cuptorului = 5500 mm ; grosimea zidăriei : peretele = 400 mm ; vatra = 800 mm (inclusiv stratul monolitic de uzură de cca 250 mm) ; bolta = 300 mm ; dimensiunile interioare ale cuptorului (zidăriei) :

zona	*înălţimea*, mm	*suprafaţa*, m²	*volumul*, m³
vatra	1100	17,5	11
spaţiul de elaborare	2100	17,5	37

— diametrul electrozilor = 500 mm ; diametrul cercului electrozilor = 1 350 mm ; înălţimea de ridicare a bolţii (cursa) = 500mm ; unghiul de rabatare a bolţii = 54° ; unghiul de înclinare a cuvei (basculare) : înainte (spre hala de turnare) = 45° ; înapoi (spre platforma cuptoarelor) = 15° ; parametrii apei de răcire : presiunea = 3 — 5 bar ; temperatura maximă (intrare/ieşire) = 30/60°C.

Performanţele cuptoarelor electrice de 50(70)t

Creşterea producţiei mondiale de oţel electric în ultimele două decenii de la 90 mil. t la aproape 200 mil. t se datoreşte avantajelor tehnologice şi economice pe care le are acest procedeu. Cuptorul electric are consumul de combustibil integrat cel mai scăzut, pornind de la materia primă şi materialele utilizate şi terminînd cu energia electrică de la elaborare (toate transformate în combustibil convenţional/t oţel). Acest tip de agregat permite elaborarea unei game largi de oţeluri „sofisticate" şi se pretează foarte bine mersului intermitent şi lucrului în situaţia de investiţii conexe reduse.

Productivitatea şi , în final, producţia sînt destul de ridicate, mai ales atunci cînd elaborarea în cuptor este desăvîrşită prin procedeul de metalurgie în oală.

Astfel, cuptoarele electrice de 50 — 70 t pot realiza producţii de 80 — 100 mii t/an, în funcţie de structura fabricaţiei (diapazonul sortimental) şi de alţi factori, care vor fi analizaţi în capitolul următor.

Timpul efectiv de funcţionare la aceste agregate poate ajunge la 290 — 330 zile/an (exclusiv reparaţiile, aşteptarea pentru cuplare — simultan de cuptoare etc.).

Durata şarjei la cuptoarele de 50 t se poate situa la cca patru ore în regim de funcţionare

UHP sau cinci ore și 30 de minute în cazul exploatării clasice (regim obișnuit de lucru — HP).

Asigurarea condițiilor pentru realizarea parametrilor proiectați la cuptoarele de 50 t

Exploatarea cu eficiență ridicată a cuptoarelor electrice este complexă și, pentru acest considerent, în lucrare se vor analiza factorii cu cea mai mare influență (determinanți) asupra rentabilității producției de oțel:

—Executarea zidăriei cu refractare de calitate superioară, în special în zonele de supraîncălzire de la arcurile electrice. Pereții (zidăria cuvei) în afara „zonelor fierbinți" pot fi executați din blocuri (segmente) prefabricate din magnezită granulată sinterizată. La boltă se vor utiliza cărămizi bazice (sau carborundice).

—Utilizarea electrozilor tip UHP care trebuie să posede următoarele caracteristici tehnice:

- densitatea aparentă = min.1,6 kg/dm³;
- porozitatea = max. 25%;
- rezistența la încovoiere = min. 10 N/mm²;
- rezistența la compresiune = min.25 N/mm²;
- rezistența la rupere = min. 86N/mm²;
- rezistivitatea electrică = max. 7.10^{-6} Ohm×m;
- coeficientul de expansiune termică = max. 6.10^{-7}/°C;
- densitatea de curent = min. 30(25) A/cm²;
- cenușa = max. 0,1%
- modul Young = min. 900 kg/cm²;
- viteza ultrasunetelor = cca 2,2 kgm/s;
- curenții turbionari = cca 650;
- cuplul — forța de strîngere la electrozi: Ø 500 mm = 100 — 150 kg.

—Sortarea și șarjarea încărcăturii metalice la dimensiuni de max. 0,5 m, grutatea volumetrică în benă de 1,6 — 2,2 t/m³ și compunerea din:

- 30% fier vechi ușor (bucăți mai mici de 200 kg);
- 40% fier vechi mijlociu (bucăți de 200 — — 500 kg);
- 30% fier vechi greu (bucăți de max. 1t).

—Exploatarea rațională și întreținerea corespunzătoare a cuptoarelor AMC etc.

—Funcționarea în permanență și în conformitate cu cerințele producției a tuturor instalațiilor anexe: mașini de ajustare, torcretare, șarjare, cărucioare pentru zgură, stații de comandă hidraulică (SPA), cuptoare de calcinare, poduri rulante ș.a.

—Conducerea regimului electric în mod științific, avînd în vedere caracteristicile transformatorului, calitatea electrozilor și refractarelor, precum și greutatea încărcăturii fiecărei bene (problema se va dezvolta într-un capitol următor).

—Aprovizionarea ritmică cu materiale de calitate, inclusiv cu energie electrică și fluide energetice ca: oxigen, apă, abur, argon, gaze, aer.

—Respectarea procedurilor și a tehnologiilor de lucru.

—Asigurarea de personal calificat și în număr suficient.

—Cointeresarea materială a colectivelor de muncă pentru exploatarea—întreținerea corespunzătoare a cuptoarelor, economii de materiale, energie și realizarea unor oțeluri de calitate superioară.

Extinderea tehnicii și tehnologiilor moderne

În oțelăriile electrice din România se aplică multe tehnologii noi, ceea ce a dus la realizarea, în bună măsură, a necesarului de metal pentru unele ramuri de vîrf ale economiei naționale, cum sînt: energetica nucleară, tehnica aerospațială, petrochimia, producția specială ș.a.

Unora dintre tehnologii trebuie să li se aducă unele corecturi, în sensul aplicării lor la parametri îmbunătățiți și în condiții tehnico-organizatorice corespunzătoare.

Pe lîngă această cale de perfecționare a tehnologiilor existente, se impune și adoptarea unor măsuri în direcția modernizării cuptoarelor și instalațiilor conexe, precum și introducerea sau extinderea de tehnologii mai noi, cu aplicabilitate în termen scurt și cu investiții nu prea mari, între care se pot enumera:

—Introducerea sau extinderea bolților și a pereților răciți cu apă sub formă de panouri din tablă sau ecrane din țevi de oțel. Suprafața răcită poate fi de 60 — 80% din spațiul bolții și zidăriei cuvei (perete).

Apa de răcire se recomandă a fi tratată și dedurizată.

Parametrii de lucru pentru apa de răcire vor fi următorii:

- presiunea = 3 — 5 (max. 10) bar;
- temperatura: intrare/ieșire = max. 30/60°C;
- consumul (debitul) = 300 — 350 m³/h la cuptoarele de 60 t și 500 — 600 m³/h la cele de 100 t.

La cuptoarele cu boltă și pereți răciți cu apă se realizează: creșteri de productivitate, recuperarea căldurii apei evacuate, importante reduceri de consumuri specifice cu 8 — 10 kg/t la cărămizi refractare și cu 2 — 3 kg/t la electrozi de grafit.

—Utilizarea arzătoarelor oxigaz la topire, prin care se realizează creșteri de productivitate de 15 — 20 (30)%.

În aceste cazuri, se poate recupera şi căldura gazelor evacuate la preîncălzirea încărcăturii cuptoarelor, la temperaturi de ordinul a 800°C, prin care se realizează o reducere a duratei de topire cu minimum 15% şi a consumului de energie electrică aproximativ la acelaşi nivel.

În prima etapă se poate reduce durata şarjei prin intensificarea insuflării oxigenului. Astfel, la topire, cînd încărcătura are temperatura de cca 1 000°C şi este topită în proporţie de 60 — 70%, se poate insufla O_2 la presiuni de 5 — 7 bar, cu una-două ţevi de 1". Consumarea a cca 20 m^3N/t O_2 la topire reduce durata acestei perioade cu minimum 10%. La afinare O_2 va avea presiunea de 10—12 bar, iar consumul este de ordinul a 15 m^3N/t.

La un cuptor de 60 t, insuflînd O_2 cu două ţevi de 1", se pot oxida cca 0,03% C/minut.

Se recomandă izolarea (protejarea) la exterior a ţevilor cu un strat de material refractar, situaţie în care durata (timpul) de utilizare (insuflare) creşte de aproximativ trei ori, comparativ cu ţeava neştampată.

—Construirea unor cuptoare de topire (primară)* cu plasmă, care au o funcţionare uniformă, iar reţeaua electrică este mai puţin solicitată prin evitarea şocurilor. Consumul de energie scade cu 20 — 30%, iar pierderile prin oxidare la elementele de aliere sînt reduse cu 5 — 10 (20)%.

La aceste cuptoare, în locul electrozilor se utilizează arzătoare de plasmă cu o înclinare de 30° faţă de verticală (spre axa cuptorului), ceea ce asigură o topire şi încălzire rapidă şi uniformă a încărcăturii şi apoi a băii metalice. Zidăria refractară are o durabilitate mai mare datorită diminuării radiaţiilor calorice şi reducerii şocurilor termice.

—Injectarea pulberilor reactive în oţelul lichid din oala de turnare.

În lume există astăzi mai mult de 300 de astfel de instalaţii prin care se realizează o completare a dezoxidării şi desulfurării unor oţeluri în afara cuptorului.

Amestecul pulverulent cu granulaţie de 0,5 — 2 mm este constituit din CaO + CaF_2 (raport 4/1) sau CaO + CaSi etc., în cantitate de 1— 2 kg/t, şi se insuflă cu argon pur uscat ($H_2O = 0$), timp de 6 — 10 min. Lancea (ţeava) din oţel este protejată în exterior cu material refractar şi se imersează în oţel minimum 50 cm (indicat pe o adîncime de 3/4 din înălţimea metalului).

Argonul va avea o presiune de 8 — 12 bar (minimum 7 — 8 bar la ieşirea din lance; consum total = max. 10 m^3N/minut).

Temperatura oţelului în timpul injectării scade cu 2,5 — 4°C/min.

Randamentul de desulfurare = 40 — 60%.

La injectarea de CaSi se realizează şi creşteri importante ale tenacităţii oţelului în direcţie longitudinală.

—Extinderea procedeului de metalurgie în oală atît ca număr de instalaţii, cît şi ca intensificare a procedeului de degazare—dezoxidare —desulfurare.

Prin aplicarea acestei măsuri se realizează o creştere a productivităţii cuptoarelor cu 15 — 30%, reducere a consumurilor de electrozi cu cca 2 kg/t, feroaliaje cu 10 — 20%, precum şi o îmbunătăţire a izotropiei proprietăţilor fizico-mecanice (în toate direcţiile). De asemenea, se micşorează de cca două ori durata de tratament termic la un oţel degazat care are cca 3 ppm hidrogen, comparativ cu cel nedegazat care, de obicei, conţine mai mult de 6 ppm H_2.

Se menţionează faptul că pe plan mondial se degazează peste 10% din producţia totală de oţel. În Japonia se videază peste 48% din oţelul de convertizor şi cca 40% din cel electric. Sînt uzine în S.U.A., Germania, Japonia în care se prelucrează, prin metalurgia în oală, 90 — 95% din oţelul realizat.

În unele ţări se degazează cca 80% din sortimentele de oţeluri pentru rulmenţi, aproape 60% din cele slab aliate cu rezistenţă mărită, peste 40% din mărcile pentru transformatoare şi maşini electrice şi altele, între care şi 10% din oţelurile laminate în tablă groasă.

În România se videază, în etapa actuală, cca 6% din producţia totală de oţel, din care aproape integral sortimentele destinate centralelor nuclearo-electrice şi de rulmenţi.

—Creşterea ponderii oţelului turnat continuu, care în unele state a ajuns la valori foarte mari, de ordinul: 90% în Japonia, 80% în R.F.G., 77% în Franţa, 73% în Italia, 50% în S.U.A. În România se toarnă continuu cca 40% din producţia de oţel.

Turnarea continuă trebuie extinsă şi la alte sortimente de oţeluri, cum sînt cele destinate cementării, îmbunătăţirii arcurilor, materialului tubular (ţevi, conducte, burlane, prăjini de foraj), profilurilor şi sîrmelor pentru sudare etc. Se recomandă ca o parte din aceste oţeluri turnate continuu să fie prelucrate în aval prin procedeul de metalurgie în oală.

La unele sortimente de oţel, depunerile în jurul orificiului de turnare pot fi curăţate prin insuflarea unui jet de argon (procedeul PAKS = pouring aluminium killed steels).

În general, la turnarea oţelurilor calmate de calitate (înalt aliate, aliate, slab aliate, carbon) jetul de oţel trebuie protejat cu argon insuflat la o presiune de 1—2 bar şi un debit de 4—6 (10) N l/min.

Pentru evitarea oxidării secundare a oţelului, trebuie extinsă turnarea subimersată prin utilizarea tuburilor de protecţie la transvazare în

* Se menţionează faptul că există şi instalaţii de retopire (secundară) cu jet de plasmă (RJP).

distribuitor şi apoi la scurgerea jetului spre cristalizator (pînă aproape de nivelul oţelului).
—Conducerea procesului tehnologic prin intermediul calculatorului, în vederea realizării unor funcţii în reglarea electrică a cuptorului, calculul necesarului de feroaliaje, urmărirea consumurilor şi analizarea datelor statistice pentru îmbunătăţirea parametrilor tehnologici şi a activităţii în general. Cu ajutorul tehnicii de calcul se pot realiza economii de: electrozi (cca 0,5 kg/t), feroaliaje (cca 1,5 kg/t), energie electrică ş.a.
—Captarea şi purificarea gazelor din cuptor, prin care se rezolvă o problemă ecologică de mediu (şi microclimat), concomitent cu o îmbunătăţire a funcţionării agregatelor, reducerea consumurilor specifice de refractare, electrozi etc.
—Introducerea mecanizată în cuptor, printr-un orificiu practicat în boltă, a materialelor pentru zgură şi a feroaliajelor, metodă prin care se realizează o creştere a productivităţii, diminuarea şocului termic la zidărie, a consumului de energie ş.a.

Alte măsuri tehnico-organizatorice de rentabilizare a producţiei de oţel în cuptoarele electrice

Pe lîngă problemele de modernizare a agregatelor şi tehnologiilor, precum şi de completare a dotărilor existente, se recomandă şi aplicarea cu mai multă insistenţă şi exigenţă a unor măsuri tehnico-organizatorice, prin care se pot obţine efecte aproape imediate în direcţia rentabilizării producţiei de oţel în cuptoarele electrice:
—În domeniul consumului de **refractare** care au o pondere de cca 5% în preţul de cost, se recomandă următoarele: utilizarea unor refractare corespunzătoare aşa cum prevăd documentaţiile tehnice şi tehnologice; ajustarea mecanizată a cuptoarelor prin utilizarea unui material granular de bună calitate (consum = = 15 — 20 kg/t); reglarea electrozilor la o înălţime de un diametru faţă de vatră (40 — — 50 cm la cuptoare de 50 t) şi cu lungime de minimum 1 m deasupra bacurilor de prindere; torcretarea preventivă şi cu material adecvat a zidăriei cuvei. Această operaţie trebuie începută de la apariţia primelor exfolieri ale refractarelor (uneori după cca 20 şarje elaborate pe căptuşeala respectivă); evitarea şocurilor termice ale zidăriei — reducerea duratelor de staţionare din diverse motive (lipsa de energie, bene, defecţiuni etc.); echilibrarea electrică a fazelor (evitarea apariţiei fazei sălbatice); menţinerea şi utilizarea în stare caldă a oalelor de turnare.
—Unele măsuri sînt posibil de aplicat şi în direcţia reducerii consumului de **electrozi** din grafit, care au în preţul de cost o participaţie de 6 — 10%: aprovizionarea şi utilizarea electrozilor conform regimului electric de funcţionare a cuptoarelor (UHP, clasic); asamblarea electrozilor conform unor instrucţiuni întocmite de furnizor sau de consumator, cu utilizarea cheilor dinamometrice la strîngerea finală; respectarea tehnologiilor de lucru; protejarea electrozilor la suprafaţă cu diverse substanţe (lac, pastă), care se topesc (glazurează) şi formează o peliculă de protecţie, prin care se realizează o diminuare a consumului cu 5—10%; răcirea la exterior a electrozilor (regiunea de sub bacuri) prin intermediul unei serpentine din ţeavă de cupru, realizînd o reducere a consumului cu 10—20%; recuperarea — recondiţionarea — refolosirea electrozilor (scade consumul cu cca 1 kg/t oţel).
—Consumul de **energie** electrică, a cărei concurenţă la preţul de cost este de 5—7%, se poate reduce şi prin: izolarea cuvei cuptorului (de exemplu cu un strat de azbest cu grosime de 15 — 20 mm). Se reduce consumul de energie cu cca 3%, avînd în vedere că într-un minut, pe fiecare m^2 suprafaţă de cuvă şi 1t oţel, se pierde o cantitate de căldură echivalentă cu cca 10 kWh; etanşarea spaţiilor din boltă în jurul electrozilor, prin utilizarea unor inele metalice (amagnetice) răcite cu apă (economizoare) şi agăţate de construcţia cuptorului (potcoava), care susţine bolta; funcţionarea permanentă a maşinii de şarjare; instalarea de filtre pentru armonicile superioare şi compensarea puterii reactive; limitarea cantităţii de feroaliaje şi alte materiale adăugate deodată în perioadele de afinare şi dezoxidare, pentru ca temperatura oţelului să nu scadă cu mai mult de 100°C.

Se recomandă ca într-o porţie să nu se adauge o cantitate de feroaliaje mai mare de 5%, iar acestea să fie preîncălzite.

Adăugarea a 1% element de aliere duce la scăderea temperaturii oţelului cu valorile prezentate în tabelul 1'.

Tabelul 1'

Feroaliajul adăugat în baia metalică	Coborîrea temperaturii băii, °C, la adăugarea a 1% element ca feroaliaj	
	nepreîncălzit	preîncălzit la 700°C
Feromangan afinat	25	17
Feromangan 75	30	22
Ferocrom afinat	20	13
Ferocrom cu C	25	17
Feromolibden 75	15	10
Nichel	12	—
Siliciu metalic	+20	—
Ferosiliciu 75	+3	—

Obs. Trebuie să se respecte regimul electric pe faze de elaborare care trebuie să fie optim stabilit (aşa cum se prezintă în capitolul următor).

Determinarea şi conducerea regimului elec trie la cuptoarele de elaborare a oţelului

Avînd în vedere că regimul electric influenţează durata şarjei (în special a topirii), durabilitatea zidăriei refractare, consumurile de energie şi electrozi, este necesar să se acorde o mare atenţie conducerii cuptorului din acest punct de vedere.

În funcţie de caracteristicile cuvei şi ale transformatorului, de calitatea refractarelor şi electrozilor, cuptoarele electrice din oţelării pot avea regim de funcţionare clasic (obişnuit), UHP şi chiar SUHP (super ultra high power). Puterile instalate pentru aceste grupe de cuptoare se plasează la următoarele valori:

regimul de funcţionare:	*puterea instalată, kW/t*:
— HP (viteză obişnuită de topire)	150—300(400)
— UHP (viteză rapidă de topire)	400(300) — 600
— SUHP (viteză foarte mare de topire)	600—800

Pentru determinarea cantităţii de căldură (energie) necesară desfăşurării corespunzătoare a procesului tehnologic, se vor avea în vedere datele tehnico-ştiinţifice prezentate în tabelul 1".

unde:

η_t este randamentul termic al cuptorului.

La calculul necesarului de energie E pentru topirea încărcăturii (sau la afinare, dezoxidare se utilizează relaţia următoare:

$$E = Ce \cdot Gi \cdot Ct, \quad \text{kWh}$$

în care:

Ce este consumul specific de energie electrică, kWh/t;

Gi — greutatea încărcăturii, respectiv a oţelului lichid, t;

Ct — coeficientul care indică partea de încărcătură care se topeşte şi care are următoarele valori:

— Ct — 1 pentru încărcarea cuptorului cu o benă (o singură porţie);

— Ct — 0,7 pentru topirea încărcăturii din bena 1, cînd se mai introduce şi porţia 2 (bena 2) şi pentru bena 2 cînd se încarcă şi bena 3 etc.

Din practică s-a constatat că la încărcături formate din două-trei porţii, după ce s-a topit cca 70% din fierul vechi al primei bene, se introduce bena 2, procedîndu-se la fel şi pentru încărcarea diferenţei (încă 1 — 2 bene).

Consumurile specifice de energie pe perioade caracteristice (orientativ) sînt cele prezentate în tabelul 2.

Tabelul 1

Denumirea indicatorului	Unitatea de măsură	Valorile recomandate pentru regimul electric	
		UHP	clasic
Căldura specifică a oţelului	kcal/kg,°C	0,195	
Temperatura oţelului	°C	1 700	
Coeficientul de transformare a energiei (căldurii)	—	1 kWh = 861 kcal	
Randamentul termic al cuptorului electric, %	%	62—64	54—56
Factorii de putere a transformatorului	cosα	0,70—0,84	0,65—0,77
Densitatea de curent în electrod	A/cm²	min.25	max.15
Viteza de topire	t/h	40—47	27—32
Repartizarea consumului total de energie (calculat) pe perioade caracteristice:			
— topire	%	67	64
— afinare		20	22
— dezoxidare		13	14

De asemenea, la determinarea regimului electric se recomandă utilizarea următoarelor relaţii şi indicaţii:

— cantitatea de căldură teoretic necesară elaborării şarjei se stabileşte astfel:

$$Cn = Cs \cdot Go \cdot T \cdot 10^3 \text{ (kcal)}$$

în care:

Cs este căldura specifică, kcal/kg, °C;

Go — greutatea oţelului, t;

T — temperatura oţelului, °C.

Căldura necesară se transformă în energie electrică prin relaţia:

$$En = \frac{Cn}{861 \cdot \eta_t}, \text{ kWh}$$

În vederea stabilirii duratei perioadei de consum al energiei de la reţea, pe o anumită treaptă (plot) a transformatorului, pentru valorile optime ale tensiunii şi intensităţii de

Tabelul 2

Perioada de elaborare	Consumul specific de energie pentru regimul de funcţionare, kWh/t	
	UHP	clasic
Topire	max. 400(410)	max. 430 (450)
Afinare	cca 120	cca 150
Dezoxidare	cca 80	cca 100

lucru, se utilizează relaţia:

$$Ec = \sqrt{3} \cdot U \cdot I \cdot \cos\varphi \cdot t, \text{ kWh}$$

în care:

U este tensiunea de la secundar, volţi;
I — intensitatea de la secundar, amperi;
$\cos\varphi$ — factorul de putere a transformatorului;
t — durata (timpul) de consum de energie, t.

Aplicînd relaţiile şi metodologia de calcul prezentată la determinarea regimului electric pentru cuptoare de 60 t, s-au obţinut valorile şi duratele care se vor prezenta în tabelele 1' — 12.

Regimul electric pentru funcţionare UHP

Regimul electric la topire

Încărcătură cu o benă: $Et = 400$ kWh/t $\times$ (50 — 70 t) $\times 1 \times 10^{-3} = 20 - 28$ MWh

Tabelul 3

Greutatea benei, t	Parametrii şi durata topirii, min				Perioada de consum al energiei, min	Schimbarea treptelor, min	Durata totală a topirii, min	Consumul de energie electrică, MWh
	tensiunea, V		intensitatea, KA					
	308/30	436/38	361/35	297/20				
50		30	20		65		70	20
55		35	20		70		75	22
60	5	40	20	10	75	5	80	24
65		40	25		80		85	26
70		45	25		85		90	28

Încărcătură cu două bene:

$Et = 410$ kWh/t $\times$ 65t $\times 1 \times 10^{-3} = 26{,}7$ MWh, din care pentru:

— bena 1: $Et_1 = 410 \times Gi_{B1} \times 0{,}7 \times 10^{-3}$, MWh;

— bena 2: $Et_2 = Et - Et_1 = 26{,}7 - Et_1$, MWh

Tabelul 4

Greutatea benei, t	Parametrii şi durata topirii, min				Perioada de consum al energiei, min	Schimbarea treptelor şi încărcarea, min	Durata totală a topirii, min	Consumul energiei electrice, MWh
	tensiunea, V		intensitatea, KA					
	308/30	436/38	361/35	297/30				
Bena 1								
35		19	5		29		32	10,1
40		23	5		33		36	11,5
45	5	27	5		37	3	40	12,9
50		27	10		42		45	14,4
55		30	10		45		48	15,8
60		34	10		49		52	17,2
Bena 2								
5		10			35		45	9,5
10		14			39		49	10,9
15	5	17	10	10	42	10	52	12,3
20		21			46		56	13,8
25		24			49		59	15,2
30		28			53		63	16,6

Total bena 1 + bena 2 = 65t

Greutatea celor două bene, t	Perioada de consum al energiei, min	Schimbarea treptelor şi încărcarea, min	Durata totală a topirii, min	Consumul total de energie electrică, MWh
35+30	82		95	
40+25	82		95	
45+20	83	13	96	26,7
50+15	84		97	
55+10	84		97	
60+5	84		97	

Regimul electric la afinare

Necesarul de energie electrică : $E_a = 120$ kWh/t $\times$ 60t $\times$ $10^{-3} = 7{,}2$ MWh

Tabelul 5

Tensiunea, V	Intensitatea, KA	Perioada de consum de energie, min.	Consumul energiei electrice, MWh	Subperioada de lucru
208(190)	30	10	1,3	formarea zgurii :
170(195)	25	20	1,9	— după insuflarea oxigenului
228(253)	30	20	2,9	— după adaosuri de materiale
192(178)	28	10	1,1	— înaintea evacuării zgurii
Total		60	7,2	

Regimul electric la dezoxidare

Necesarul de energie electrică : $Ed = 80$ kWh/t $\times$ 60 t $\times$ $10^{-3} = 4{,}8$ kWh

Tabelul 6

253	30	15	2,2	formarea zgurii :
208	25	20	2,1	— după adaosuri de feroaliaje
178	15	10	0,5	— înainte de evacuarea (zgurii)
Total		45	4,8	şarjei

Totalul consumului de energie electrică la funcţionarea cuptoarelor în regim UHP (pentru 60 t oţel lichid):

$$E_{\text{totală}} = 24(24{,}6) + 7{,}2 + 4{,}8 =$$

$$= 36 - 37 \text{ MWh}$$

Regimul electric pentru funcţionare clasică (obişnuită)

Această variantă de lucru se aplică şi la cuptoarele UHP, în cazurile în care nu sînt asigurate materialele refractare conform proiectului, electrozii de grafit nu admit densităţi specifice de curent mai mari de 20 A/cm², materialele de întreţinere la cald (dolomită, magnezită granulată, mortar torcreatare) sînt de calitate mediocră etc.

Regimul electric la topire

Încărcătură cu o benă: Ce=max. 430 kWh/t

Tabelul 7

Greutatea benei, t	Parametrii şi durata topirii, min				Perioada consumului de energie, min	Schimbarea treptelor, min	Durata totală a topirii, min	Consumul de energie electrică, MWh
	tensiunea, V		intensitatea, KA					
	319/25	395/30	346/28	286/25				
50		58			98		103	21,5
55		66			106		111	23,7
60	5	74	20	15	114	5	119	25,8
65		82			122		127	28
70		90			130		135	30,1

Tabelul

încărcătură cu două bene : Ce = max. 440 kWh/t

$Et = 440$ kWh/t $\times$ 65 t $\times$ 1 $\times$ $10^{-3} = 28{,}6$ MWh

benа 1 : $Et1 = 440 \times Gi_{B1} \times 0{,}7 \times 10^{-3}$. MWh; benа 2 : $Et2 = Et - Et1 = 28{,}6 - Et1$, MWh

Greutatea benei, t	Durata topirii, min.				Perioada de consum al energei, min	Schimbarea treptei şi încărcarea, min	Durata totală a topirii, min	Consumul de energie electrică, MWh
	tensiunea V		intensitatea, KA					
	319/25	395/30	346/28	286'25				
Bena 1								
35		32			47		50	10,8
40		38			53		56	12,3
45	5	44	10		59	3	62	13,8
50		50			65		68	15,4
55		56			71		74	17
60		62			77		80	18,6

Tabelul 8 (continuare)

Bena 2							
5		14			54	64	10
10		20			60	70	11,6
15	5	26	20	15	66	10 76	13,2
20		32			72	82	14,8
25		38			78	88	16,3
30		43			83	93	17,8

Totalul: $B1 + B2 = 65\,t$:
- perioada consumului de energie: cca 131 min
- schimbarea treptei și încărcarea: cca 13 min
- durata totală a topirii: cca 144 min
- consumul total de energie electrică: cca 28,6 MWh

Încărcătură cu trei bene:

$Et = 450$ kWh/t $\times$ 65t $\times$ 1 $\times$ $10^{-3} = 29{,}3$ MWh
- bena 1: $Et1 = 450 \times Gi_{B_1} \times 0{,}7 \times 10^{-3}$, MWh
- bena 2: $Et2 = 450 \times (0{,}3 \times Gi_{B_1} + Gi_{B_2}) \times 0{,}7 \times 10^{-3}$, MWh
- bena 3: $Et3 = Et - Et_1 - Et_2$

Tabelul 9

Greutatea benei, t	Parametrii și durata topirii, min				Perioada consumului de energie, min	Schimbarea treptei și încărcării, min	Durata totală a topirii, min	Consumul de energie electrică, MWh
	tensiunea, V		intensitatea, KA					
	319/25	395/30	346/28	286/25				
Bena 1								
30		27			42		45	9,4
35		33			48		51	11
40	5	39	10		54	3	57	12,6
45		45			60		63	14,2
50		51			66		69	15,8
Bena 2								
10		22			37		45	8
15	5	26	10		41	8	49	9,1
20		32			47		55	10,8
25		35			50		58	11,5
Bena 3								
5		9			34		44	6,4
10	5	17	10	10	42	10	52	8,3
15		25			50		60	10,5
20		32			57		67	12,4

Totalul: $B1 + B2 + B3 = 65t$:
- perioada consumului de energie: cca 144 min
- schimbarea treptei și încărcarea: cca 21 min
- durata totală a topirii: cca 155 min
- consumul total de energie electrică: 29,3 MWh

Regimul electric la afinare

Necesarul de energie electrică: $Ed = 150$ kWh/t $\times$ 60 $\times$ $10^{-3} = 9$MWh

Tabelul 10

Tensiunea, V	Intensitatea, KA	Perioada consumului de energie, min	Consumul de energie electrică, MWh	Subperioada de lucru
200(208)	32	15	2	formarea zgurii de afinare:
184(178)	28	20	1,8	— după insuflarea oxigenului
218(228)	32	30	4,2	— după adaosurile de materiale
178(192)	28	10	1	— înaintea evacuării zgurii de afinare
Total		75	9	

Regimul electric la dezoxidare

Necesarul de energie electrică: $Ea = 100$ kWh/t $\times$ 60t $\times$ $10^{-3} = 6$ MWh

Tabelul 11

228	32	15	2,2	formarea zgurii de dezoxidare:
200	25	25	2,5	
178(192)	20	20	1,3	— după adaosuri de feroaliaje
				— înainte de evacuare
Total		60	6	

Tabelul 12

Denumirea indicatorului	Unitatea de măsură	Regimul de funcţionare a cuptorului şi numărul de încărcături, bene				
		UHP		clasic (obişnuit)		
		LB	2B	1B	2B	3B
Perioada consumului de energie (topire + + afinare + dezoxidare)	h-min	3	3—15	4—15	4—30	4—45
Durata totală a şarjei	h—min	4	4—15	5—15	5—30	5—45
Consumul specific de energie electrică	kWh/t oţel	600	610	680	690	700

Totalul consumului de energie electrică la funcţionarea cuptoarelor în regim clasic (pentru 60 t oţel lichid) = 25,8(27) + 9 + 6 = 41 — — 42 MWh (tab. 12).

Determinarea ştiinţifică a regimului electric duce şi la un calcul exact al duratei şarjei, care se poate realiza printr-o bună organizare (inclusiv pregătirea încărcăturii metalice) şi aplicarea măsurilor prezentate în articolul de faţă, apropiind, în acest fel, producţiile şi eficienţa cuptoarelor electrice din oţelării — — turnătorii de ceea ce se obţine pe plan mondial.

În tabelul 12 se redau duratele de elaborare a şarjelor, calculate la cuptoarele de 60 t, în funcţie de regimul de funcţionare şi numărul de bene încărcate.

În încheiere, la acest capitol se vor prezenta cîteva lucruri interesante privind conducerea regimului electric şi din punct de vedere practic, care pot aduce importante economii. De altfel, aplicînd în mod corect regimul electric optim calculat, se pot realiza reduceri ale perioadei de topire cu 25 — 35% faţă de situaţia actuală din unele uzine.

Pentru protecţia zidăriei şi evitarea şocurilor prea puternice asupra reţelei, la începutul fiecărei topiri se va lucra cu regim electric redus, pînă la stabilizarea arcului şi începerea formării de cratere în încărcătură. După aceea, topirea se conduce cu arc lung şi la puterea maximă a transformatorului, urmînd ca, atunci cînd 50 — 60% din încărcătura primei bene s-a topit, să fie moderat regimul electric la 60 — 80% din valoarea maximă (tab. 1—12).

Conducînd atent şi ştiinţific regimul electric, dispunînd de electrozi foarte buni şi pregătind cît mai compact încărcătura metalică, în unele ţări se realizează consumuri de energie la topire de cca 350 kWh/t (cu preîncălzire şi arzător oxigaz chiar 310—320 kWh/t), iar pe total şarjă 500—550 kWh/t (în cazul prelucrării oţelului prin metalurgie în oală se realizează la cuptoare consumuri specifice de 450 — — 490 kWh/t).

Dacă încărcătura nu este compactă şi topirea avansează prea rapid, se uzează mult vatra în cazul în care electrozii perforează încărcătura şi nu este formată baia.

În perioadele de afinare-dezoxidare se va lucra cu arc scurt şi gros pentru diminuarea radiaţiilor prea puternice la zidărie şi elementele răcite. Trebuie să se acorde atenţie lungimii arcului deoarece, în cazul în care acesta este prea scurt, electrozii lucrează foarte aproape de baie (pătrund în zgură) şi există pericolul carburării oţelului, precum şi creşterii consumului de electrozi. La cuptoarele de 60 t, acest lucru se petrece, mai frecvent, la tensiuni mai mici de 160 V şi intensitate mai mare de 30 KA, iar la cuptoarele mici (5 — 15 t) tensiunea minimă este de 115(160) V ; la valori sub 100 V arcul se poate întrerupe.

Concluzii

Realizarea unor oţeluri cu proprietăţi fizico-mecanice ridicate, creşterea ponderii sortimentelor aliate şi înalt aliate, precum şi diminuarea consumului integrat de energie (comubstibil), impun o dezvoltare a producţiei în cuptoarele electrice. În acelaşi timp se impune acordarea unei atenţii deosebite creşterii eficienţei acestui procedeu care, aşa cum se va arăta într-un articol viitor, prezintă multiple avantaje. Pentru o ţară în care industria a ajuns la un anumit stadiu de dezvoltare, aşa cum este şi cazul României, cresc cerinţele de oţeluri de înaltă calitate, pentru a se putea realiza maşini şi utilaje cu fiabilitate ridicată.

Pentru aceste considerente, prin lucrarea de faţă s-a încercat prezentarea căilor de acţionare pentru creşterea rentabilităţii cuptoarelor electrice în producţia de oţel.

Între cele mai deosebite, se amintesc : modernizarea cuptoarelor, introducerea şi (sau) extinderea tehnologiilor moderne, îmbunătăţirea organizării şi stimulării muncii, determinarea şi conducerea regimului electric, stabilirea unor preţuri corecte, care să ducă la impulsionarea fabricaţiei şi la creşterea competitivităţii.

BIBLIOGRAFIE

[1] *Industria oţelului şi feroaliajelor în 1981—1985*, O.I.D— —M.I.M, 1987.

[2] Steel statistical Yearbook, Bruxelles, 1988.

[3] Petruş, I. şi Pintea, V. *Produse refractare utilizate la bolţile cuptoarelor electrice cu arc de 50 t.* În : Metalurgia, România, nr. 1, 1990.

[4] Chiţu, G. *Contribuţii privind reducerea consumurilor specifice la fabricarea oţelului electric.* În : Metalurgia, R. S. România, nr. 12, 1973.

[5] Chiţu, G. *Evoluţia metalurgiei în oală.* În Metalurgia, R. S. România, nr. 4, 1984.

[6] Cotenescu, S. *Posibilităţi de economisire a energiei, rezultate din cercetare, la un cuptor electric cu arc de 100 t pentru elaborarea oţelurilor, proiectat să lucreze în regim UHP.* În : Energetica, R. S. România, nr. 1, 1985.

[7] Tripşa, I. şi Pumnea, C. *Dezoxidarea oţelurilor.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1981.

[8] Tripşa, I. şi Pumnea, C. *Retopirea şi rafinarea oţelurilor.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1984.

[9] Brevet de invenţie nr. 91306, R. S. România, 1987

INFLUENȚA COMPUȘILOR TITANULUI ASUPRA PROPRIETĂȚILOR ZGURII DE FURNAL

Dr. ing. I. Șoit-Vizante,
ing. N. Constantin și ing. D. Dobrovici
Institutul Politehnic București
ing. Mariana Hriţac
ICEM

CZ: 669.295: 669.046.58

Deși titanul este unul dintre cele mai răspîndite elemente din natură, avînd numeroase minerale, numai patru dintre acestea au importanță industrială: ilmenitul, rutilul, titanul și perowskitul.

Ilmenitul ($FeTiO_3$) are densitatea 4,56—5,24 și duritatea 5—6; mineralul pur conține 5 % TiO_2.

Rutilul (TiO_3) are densitatea 4,2 și duritatea 6—6,5; mineralul în stare naturală conține pînă la 99% TiO_2.

Titanitul ($CaO\ SiO_2\ TiO_2$) are densitatea 3,4—3,6 și duritatea 5—6; mineralul conține 34—42% TiO_2.

Perowskitul ($CaTiO_3$) are densitatea 4 și duritatea 5—6; conține 58—59% TiO_2.

În condițiile termochimice din furnal, combinațiile chimice complexe sînt relativ puțin stabile, din punct de vedere termodinamic, și se descompun cu punerea în libertate a TiO_2. Oxidul TiO_2 este amfoter, are greutatea specifică 4,2, temperatura de topire de 1 850°C (2 123 K) și cea de fierbere de ~ 3 000°C (3 273K), iar căldura de formare H_{298} = 219000 cal/mol ($914 \cdot 10^3$ J/mol).

Dintre ceilalți oxizi ai titanului mai sînt de semnalat Ti_2O_3 și TiO, oxizi bazici care, în condițiile din furnal, sînt puțin stabili. Oxidul superior TiO_2 formează cu oxidul feros două combinații chimice: Fe_2TiO_4 la 35% TiO_2 și $FeTiO_3$ la 50% TiO_2. Diagrama de echilibru a sistemului $FeO—TiO_2$ se prezintă în figura 1.

Sînt de remarcat eutecticele cu temperaturi de topire cuprinse între 1 305 și 1 320°C.

Bioxidul de titan nu formează combinații chimice cu SiO_2, amestecîndu-se însă reciproc nelimitat (fig. 2).

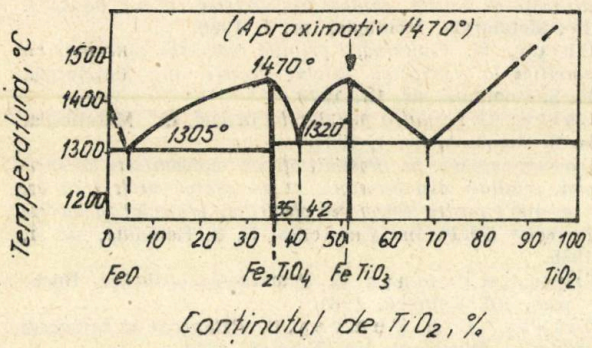


Fig. 1. Diagrama sistemului TiO_2 — FeO

Cu oxidul de calciu, TiO_2 formează trei combinații (titanați): $CaTiO_3$, Ca_2TiO_4 și Ca_3TiO_5, dintre care cea mai stabilă este $CaTiO_3$.

Cu Al_2O_3, bioxidul de titan formează titanatul de aluminiu, Al_2TiO_5, cu temperatura de topire 1 860°C.

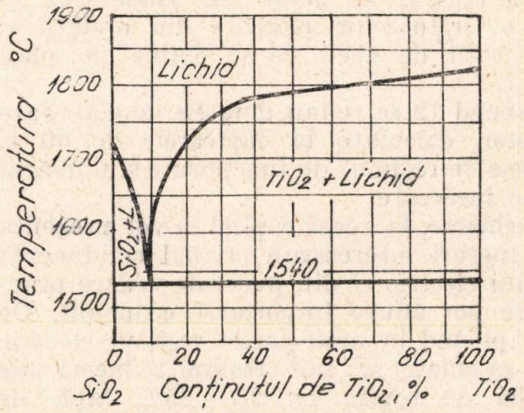


Fig. 2. Diagrama sistemului TiO_2 — SiO_2

Influența TiO asupra fluidității zgurilor de furnal

Experiențele efectuate [1], [2], pentru obținere fontei de turnătorie prin topirea cu cocs a amestecurilor de minereuri din regiunea Lacurilor Superioare și minereuri titanifere, au arătat că zgurile cu titan obținute, în acest caz conținînd 25—30% SiO_2 la 10% TiO_2, sînt mai fierbinți decît zgurile obișnuite silicioase și nu prezintă inconveniente deosebite pentru topire, deoarece sînt destul de fluide.

Aceeași constatare a fost făcută și anterior la topirea în furnal numai a minereurilor titanifere, concentrația de TiO_3 în zgură ajungînd pînă la 40% (la 15% SiO_2) și ~32% (CaO + MgO).

În prezent s-a dovedit că greutățile producerii fontei din minereuri titanifere nu sînt pricinuite de fuzibilitatea și viscozitatea zgurilor cu titan, cum se credea înainte, ci din cauza obținerii în furnal a carburii de titan, TiC — substanță greu fuzibilă, a cărei prezență în zgură, ca suspensie, acoperă pereții creuzetului furnalului, motiv pentru care se formează pe etalaj și pe pereții creuzetului cruste refrac-

tare. Fenomenul este favorizat de mersul fierbinte al furnalului și de zgurile bazice. I. P. Semik, cercetînd viscozitatea zgurilor cu titan, a observat o creștere a viscozităților în timpul experienței. Această îngroșare nu poate fi înlăturată prin adăugare de fluidificatori și, insuflînd aer în masa zgurii, Semik a obținut din nou zgură fluidă, oxidînd carbura de titan [3].

Zgurile cu titan se disting printr-o fluiditate bună, însă devin foarte vîscoase în atmosfera reducătoare din furnal sau prin contactul cu pereții creuzetului de grafit, în urma reducerii titanului și formării carburii de titan.

În tabelul 1 este prezentată viscozitatea unor zguri cu conținut destul de mare în SiO_2 (pentru topirea cu cocs) și conținut constant de alumină (17%) și magnezie (8%). Viscozitatea zgurilor cu mult mai acide (cu un conținut de 18% Al_2O_3 și 46—54% SiO_2), admisibilă din punct de vedere al fuzibilității și compoziției chimice la topirea cu mangal, a fost studiată în Germania. Viscozitatea lor mare se micșorează considerabil prin adăugarea bioxidului de titan (fig. 3).

Relațiile dintre temperatură și viscozitatea zgurilor au fost cercetate de K. Endell și R. Kley.

Tabelul 1

Viscozitatea zgurilor cu Ti, cu conținuturi constante de Al_2O_3 (17%) și MgO (8%)

Compoziția chimică, %			Viscozitatea în poise la temperatura, °C					
SiO_2	TiO	CaO	1350	1400	1450	1500	1550	1600
40	10	25	17,3	10,5	6,6	5,0	3,8	3,0
40	15	20	21,8	13,1	9,0	6,0	4,3	3,0
40	20	15	—	—	10,0	6,0	4,3	3,0
35	10	30	12,5	7,5	5,1	3,5	2,5	—
35	15	25	15,0	9,0	5,5	3,5	2,5	—
35	20	20	—	—	—	—	—	—
25	25	15	—	—	55,4	3,9	2,5	—
30	10	35	8,9	4,5	3,0	2,4	2,0	—
30	15	30	14,0	9,0	5,7	3,4	2,5	1,7
30	20	25	11,4	7,0	4,5	3,0	2,4	1,7
30	25	20	9,7	8,0	5,0	2,7	2,2	1,7
30	30	15	—	18,5	35,0	9,0	1,5	0,9
25	10	40	—	3,8	2,1	1,6	1,5	—
25	15	25	—	4.4	2,2	1,8	1,4	—
25	20	30	53,0	4,3	2,9	2,0	1,4	1,0
25	25	25	9,5	3,8	2,8	2,0	—	—
25	30	20	—	—	2,2	2,0	1,8	1,7
25	35	15	—	—	—	11,)	2,0	1,3
20	15	40	—	—	15,0	1,5	1,2	0,8
20	20	35	—	—	27,0	1,8	1,3	1,1
20	25	30	—	—	11,0	2,0	1,4	1,0
20	30	25	—	—	2,0	1,6	1,2	0,9
20	35	20	—	13,9	2,2	2,0	1,6	1,0
15	20	40	—	—	—	—	2,0	0,9
15	25	35	—	—	—	—	—	0,8
15	30	30	—	—	—	15,)	2,6	0,8
15	35	25	—	—	—	1,0	0,8	—
15	40	25	—	—	—	1,1	1,0	—

Ca zgură de plecare a fost folosită o topitură sintetică cu următoarea compoziție chimică :

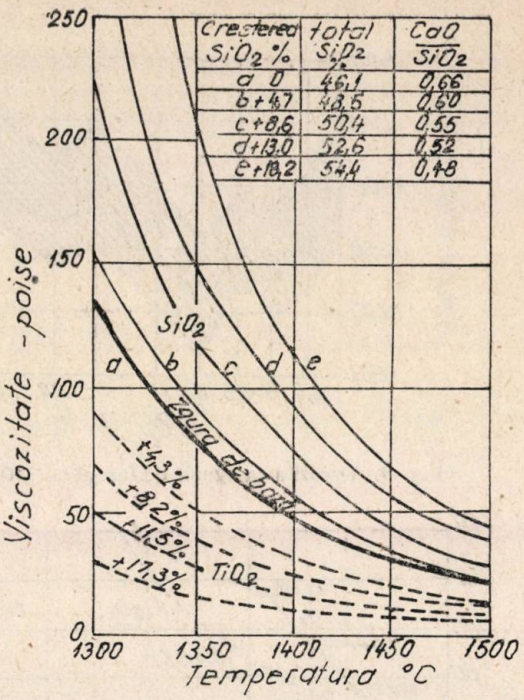


Fig. 3. Influența SiO_2 și TiO_2 asupra viscozității unei zguri sintetice: 30,5% CaO; 46,1% SiO_2; 18,4% Al_2O_3; 5,1% MgO

4M·% SiO_2; 30,5% CaO; 18,4% Al_2O_3; 5,1% g,O; CaO :SiO_2 = 0,66.

K. Endell și R. Kley au cercetat influența unei creșteri importante a concentrației de SiO_2, TiO_2 și Al_2O_3.

O dată cu creșterea conținutului de silice viscozitatea crește permanent.

Viscozitatea admisă la evacuarea ei din furnal la 1 400°C, la începutul lucrărilor, a fost menținută la valoarea de 75 poise. Această valoare se va atinge la creșterea SiO_2 pînă la 50,4% și la un raport CaO :SiO_2 = 0,55. Toate zgurile mai acide vor fi prea vîscoase atît timp cît conținutul de SiO_2 nu va fi echilibrat prin efectul de micșorare a viscozității adaosurilor de alți oxizi.

Cercetările lui Hartmann, care a studiat primul influența TiO_2 asupra fluidității zgurilor bazice, arată că la un adaos de pînă la 10% TiO_2 se realizează mai întîi o scădere a viscozității, apoi o creștere a acesteia pînă la 25% TiO_2, procent la care se ajunge din nou la viscozitatea inițială a zgurii sintetice cu care s-a început experimentul (fig. 4).

Influența aluminei este deosebit de importantă întrucît în zgurile de furnal conținutul de alumină oscilează între limite largi : 5 și 40%. O dată cu creșterea conținutului de alumină zgurile vor fi mai vîscoase.

Prin testări nesistematice, se arată faptul că prin amestecarea oxizilor SiO_2, Al_2O_3 și TiO_2 influența de creștere a viscozității silicei și aluminei poate fi anulată de TiO_2.

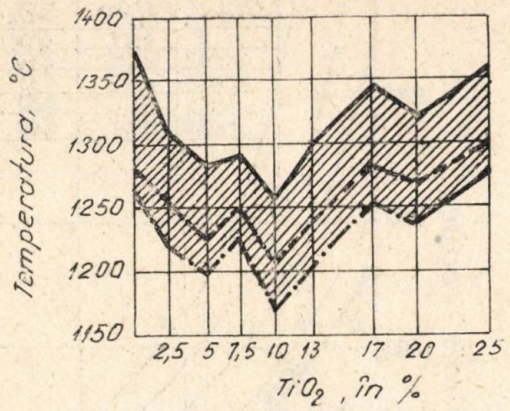


Fig. 4. Viscozitatea zgurii de furnal cu TiO_2

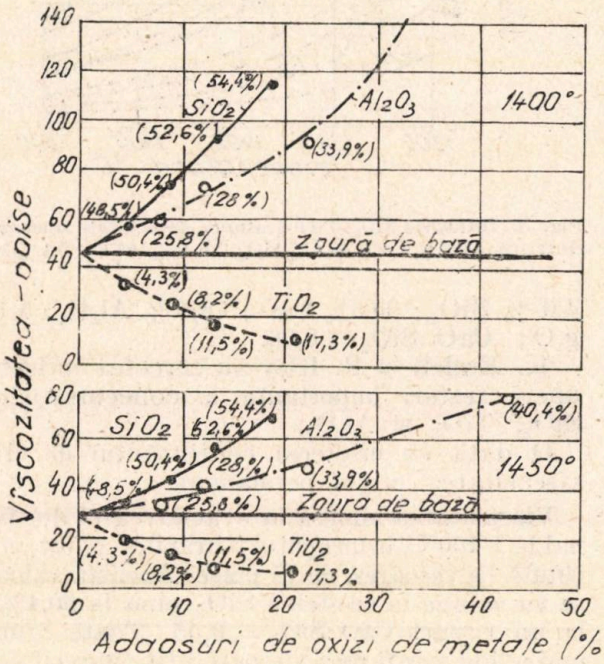


Fig. 5. Variaţia compoziţiei unei zguri sintetice la adaosuri de oxizi de metale: 30,5 CaO; 44,1 % SiO_2; 18,4 % Al_2O_3; 5,1 MgO

În diagrama din figura 5 se arată influenţa viscozităţii unei zguri sintetice prin adaosuri de SiO_2, Al_2O_3 şi TiO_2. Rutilul (TiO_2) acţionează asemănător cu FeO, CaO, MgO şi cu alcaliile, care au acţiune de micşorare certă a viscozităţii.

K. Endell şi R. Kely, studiind variaţia viscozităţii cu compoziţia chimică a zgurilor reale, au stabilit că dependenţa este de forma:

$$\eta = \frac{4{,}9}{K_z - 0{,}45}$$

unde: K_z este un indice de bazicitate definit prin raportul:

$$K_z = \frac{CaO + MgO + FeO + MnO + alcali + sulfuri}{SiO_2 + Al_2O_3}$$

Cu acest indice de bazicitate se poate calcula viscozitatea pentru orice temperatură cu o precizie suficientă.

Cercetările efectuate au dus la introducerea şi a TiO_2 printre oxizii cu efect de micşorare a viscozităţii.

Forma de expunerea adoptată de cercetătorii amintiţi reprezintă izoterma stabilită experimental pentru 1 400°C.

Din diagrama din figura 6 rezultă buna corelare dintre valorile experimentale şi cele calculate.

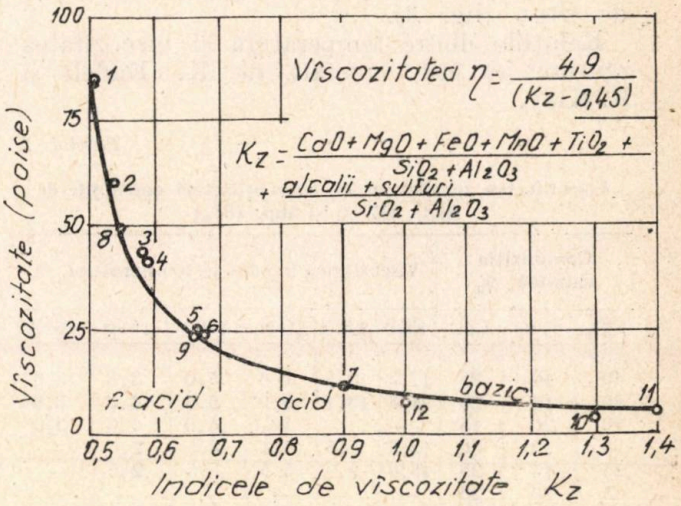


Fig. 6. Calculul viscozităţii la 1 400°C a zgurilor de furnal, după compoziţia chimică

BIBLIOGRAFIE

[1] Vacu, Silvia şi colab. *Metalurgia feroaliajelor*. Bucureşti, Ed. Didactică, 1980.

[2] Tripşa, I. *Metalurgia feroaliajelor*. Bucureşti, Ed. Didactică, 1966.

[3] * * * În: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 38, 1938.

[4] * * * În: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 49/1939.

[5] Pavlov, M. A. *Metalurgia fontei*. vol. II, litografie I.P.B., 1956.

Prof. dr. ing. H. Colan
Institutul Politehnic din Cluj-Napoca
Ing. Maria Perneș și fiz. Maria Gaifi Duca
Intr. „SINTEROM" Cluj-Napoca

OȚELURI MARTENSITICE (MARAGING) SINTERIZATE

CZ: 669. 15–194. 55

Oțelurile martensitice durificabile prin precipitare (maraging), pe bază de Fe–Ni–Co–Mo, Fe–Ni–Co–Mo–Ti și conținut de carbon sub 0,03%, posedă o rezistență înaltă combinată cu ductilitate ridicată, ceea ce le face utilizabile în industria construcțiilor pentru executarea de piese și subansambluri care funcționează în condiții grele de încărcare [1].

Procedeele de elaborare și puritatea materialelor utilizate au o influență substanțială asupra complexului de proprietăți mecanice ale unor asemenea oțeluri. Depășirea procentelor admise pentru carbon, sulf, fosfor, azot și oxigen reduce substanțial rezistența și plasticitatea. De aceea, prin procedeul clasic de turnare, după elaborarea în cuptoare de inducție cu vid, se aplică o dublă retopire pentru rafinare.

În procesul de cristalizare, tendința de segregare a molibdenului și titanului se accentuează cu creșterea dimensiunii lingoului peste 25 mm [1]. Laminarea ulterioară a lingourilor produce o structură în benzi care înrăutățește plasticitatea și ductilitatea oțelurilor, drept care se impune recoacerea de omogenizare cu durată mare de menținere urmată de deformare cu un grad foarte ridicat.

Utilizarea procedeului metalurgiei pulberilor pentru obținerea oțelurilor martensitice durificabile prin precipitare permite folosirea materialelor inițiale pure și elimină operațiile de topire, forjare, recoaceri de omogenizare.

Fisher [2] a comparat proprietățile oțelului martensitic sinterizat cu cel obținut prin turnare și forjare și a arătat că, la oțelurile cu 63%Fe, 18%Ni, 12%Co, 7%Mo, se pot obține rezistențe mcanice comparabile.

Oțelurile maraging prezintă caracteristici care le fac realizabile prin tehnica metalurgiei pulberilor. Ele pot fi compactizate din pulberi relativ ușor, pot fi sinterizate și îmbătrînite fără modificări dimensionale esențiale.

Caracteristicile fizice și capacitatea de compactizare ale unor pulberi și ale amestecurilor corespunzătoare, folosite în realizarea oțelurilor maraging sinterizate, sînt redate în tabelul 1 și figura 1.

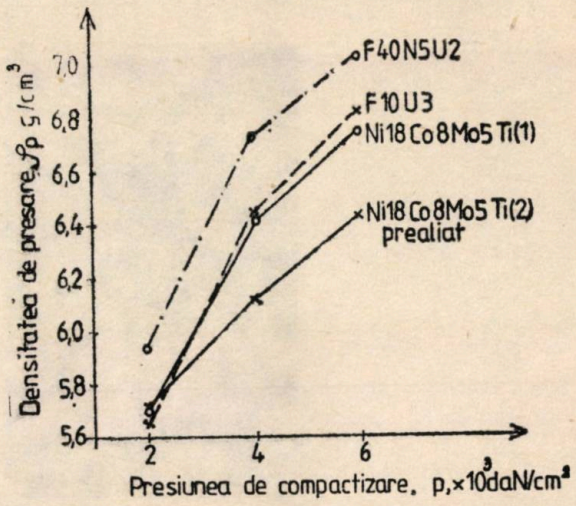


Fig.1. Curbele de compresibilitate ale unor amestecuri de pulberi pentru fabricația oțelurilor maraging sinterizate Ni18Co9Mo5Ti *1, 2* comparativ cu cele pentru fabricația de piese sinterizate slab aliate *3, 4*: 1 — amestec din pulberi ale elementelor componente; *2* — amestec din pulberi de oțel aliat; *3, 4* — amestec cu 2%, respectiv 2%Cu și 5%Ni și bază de fier

În figura 2 sînt redate particularitățile de formă și structură ale unor pulberi de fier, nichel, cobalt și molibden, utilizabile în fabricația de oțeluri maraging sinterizate.

Tabelul 1

Caracteristicile fizice ale unor pulberi utilizabile în amestecurile pentru oțelurile maraging sinterizate

Tipul pulberii	COMPOZIȚIA GRANULOMETRICĂ, %												
	< 3	< 4	< 6	< 8	< 12	< 16	< 24	< 32	< 48	< 64	< 96	< 128	μm
Ni	5	5	10	15	25	30	45	55	80	85	100	—	determinări cu aparatul CILAS GRANULOMETER tip 715
Co	—	—	—	—	5	10	30	50	90	95	100	—	
Mo	—	—	—	5	15	30	55	70	90	90	100	—	
Ti	—	—	—	—	—	5	5	5	15	30	65	70	
Al	—	—	—	5	5	15	25	40	60	75	95	100	
		> 200		> 160		> 100		> 63		< 63		μm	
FeWPl 200				6,0		41,0		28,0		24,0		ρ_0 = 2,76 g/cm τ_c = 29 s/50 g	
		> 200		> 160		> 71		> 45		< 45		μm	
Oțelul NiCoMo 18.9.5		0,5		8,5		50,0		17,0		23,0		ρ_0 = 4,1 g/cm τ_c = 24,2 s/50 g	

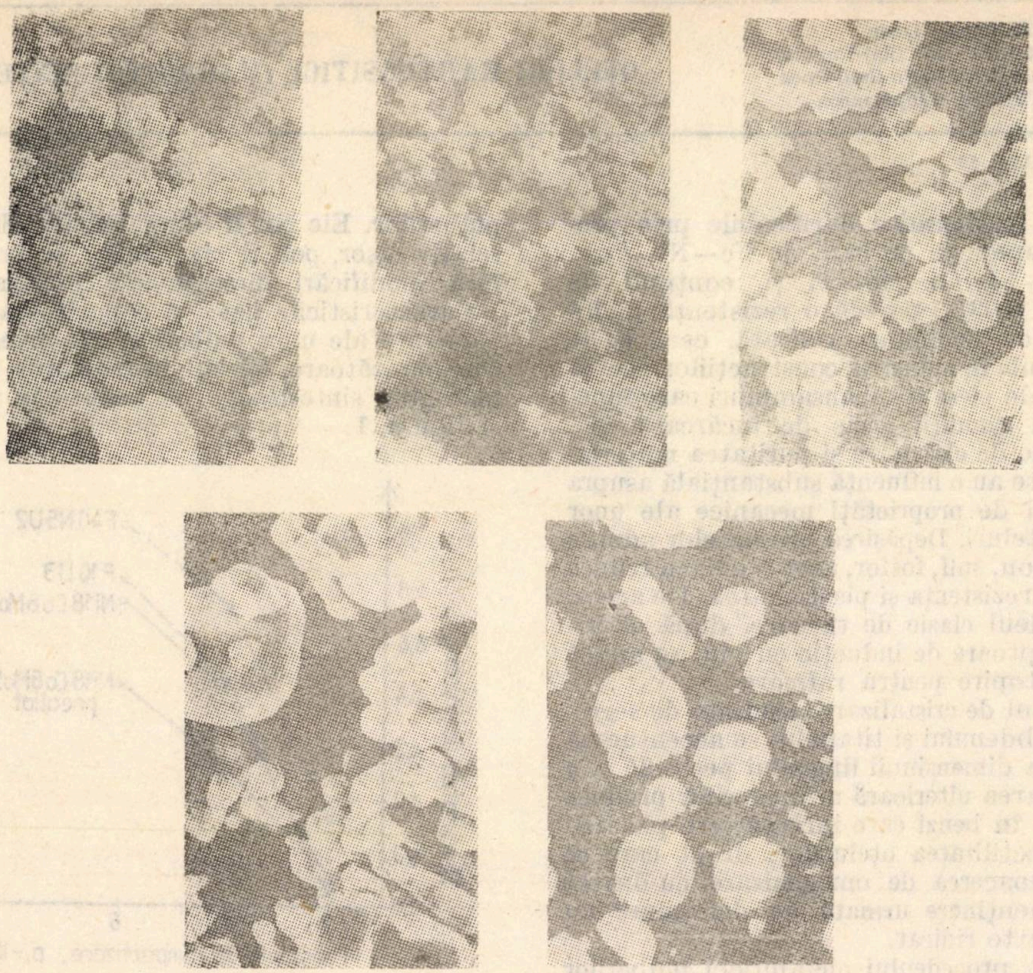


Fig.2. Pulberile utilizabile în fabricaţia de oţeluri maraging sinterizate: *a* — pulberi de fier WPL — 200; 250 : 1; *b* — pulbere de nichel carbonic; 1200 : 1; *c* — pulbere de cobalt; 5000 : 1; *d* — pulbere de molibden; 2000 : 1; *e* — pulbere de oţel Ni18Co8Mo5Ti; 100 : 1

Sinterizările comprimatelor din pulberi, realizate pe prese mecanice, în mediu de hidrogen, în domeniul temperaturilor de 1 150 —1 350°C cu durate de menţinere diferite, pun în evidenţă accelerarea proceselor de dizolvare şi redistribuire prin difuzie a elementelor de aliere, realizîndu-se formarea unei soluţii solide omogene de martensită, diferenţa faţă de oţelul clasic fiind prezenţa porozităţii (5 — 11%) (fig. 3).

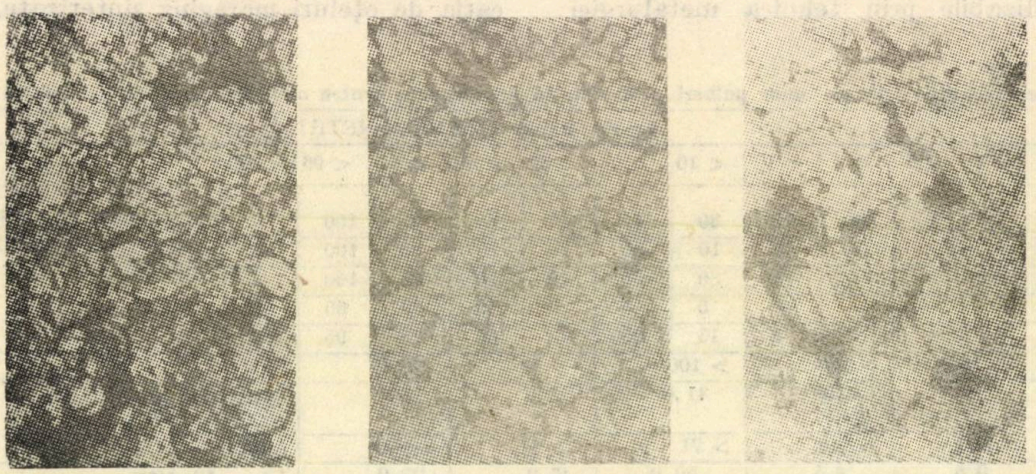


Fig. 3. Microstructurile de oţel maraging Ni18Co9Mo8Ti sinterizat patru ore: *a* — la 1 150°C; *b* — la 1 200°C; *c* — la 1 320°C

Tabelul 2

Proprietăţile mecanice ale oţelului martensitic Ni18Co9Mo5Ti extrudat din pulberi metalice şi tratat termic

Oţelul	Tratamentul termic, °C/h	Rm, daN/mm²	$Rp_{0,2}$, daN/mm²	A5, %	Z, %	Rezistenţa la oboseală, daN/mm²	Numărul de cicluri la rupere
1	1 100/2 + 480/3	173	155	1	3	66	26 000
2	1 100/2 + 480/3	220	213	9	29	100	93 000
2	800/1 + 480/3	221	214	8	25	–	–

Ca urmare a transformărilor caracteristice acestei clase de oţeluri (precipitări ale fazelor intermediare Fe_2Mo, Ni_3Mo, Fe_3Ti sau Ni_3Ti) [3], [4], după îmbătrînirea oţelului realizat din pulberi ale elementelor componente se pot obţine rezistenţe de pînă la 1100 MPa, durităţi de 32 *HRC*, alungiri de 5%, gîtuiri de 14%.

Prin aplicarea procedeului de extrudare la cald (1 150°C) cu reduceri de secţiune care să permită compactizarea de pînă la 100%, urmat de îmbătrînire în domeniul 460 — 500°C, se pot obţine caracteristici mecanice superioare atît pentru oţelurile maraging, realizate din pulberi ale elementelor componente, cît şi pentru cele din pulberi atomizate din oţel [5]. Proprietăţile de rezistenţă, rezistenţă la şoc şi la oboseală, ale oţelului din pulberi prealiate (atomizate din oţel maraging) sînt superioare celui obţinut din pulberi ale elementelor componente (tab. 2).

Folosirea difracţiei cu raze X şi a microscopiei electronice pentru analiza structurii celor două oţeluri a pus în evidenţă diferenţa de omogenitate chimică şi implicit structurală. Neomogenitate mai mică a prezentat oţelul realizat din pulberi prealiate. Diferenţele de omogenitate observate la cele două oţeluri s-au pus pe seama diferenţei lor de pregătire, prepararea pulberilor prealiate putînd genera oxizi complecşi în timpul topirii şi răcirii, iar pulberile de fier, respectiv aluminiu, pot da amestecuri de oxizi care produc fragilitate în materialul de extrudare. Cu toate acestea, prin stăpînirea mai bine a procedeelor de elaborare a amestecurilor utilizate, pot fi micşorate aspectele de neomogenitate mai mult decît în cazul oţelurilor clasice. Oricum, se preferă utilizarea pulberilor obţinute prin atomizare din oţel maraging în realizarea oţelului sinterizat.

Se cunoaşte accentul care se pune, în construcţii, pe rezistenţa la propagare a fisurilor existente în materialele utilizate. De aceea, la elaborarea oţelurilor maraging, prin metalurgia pulberilor, o mare importanţă i se acordă alegerii compoziţiei optime la aliere. O referire directă în acest sens se face la titan, element de solidificare de bază, care intră în componenţa majorităţii oţelurilor maraging [6]. Prezenţa acestui element şi, mai ales, ridicarea conţinutului lui în oţelurile turnate maraging, fac să crească tendinţa spre rupere fragilă, lucru legat de formarea şi localizarea carburilor şi nitrurilor de titan de-a lungul vechilor grăunţi de austenită [7].

Cunoscîndu-se faptul că oţelurile maraging sinterizate conţin mai puţine impurităţi se impune cunoaşterea influenţei titanului asupra proprietăţilor mecanice, inclusiv asupra rezistenţei la rupere fragilă.

Studierea caracteristicilor mecanice ale unui oţel maraging cu 14% nichel, 7% cobalt, 5% molibden şi 0,5, 1, 2 şi 3% titan presat şi sinterizat, a dus la concluzia că, prin creşterea conţinutului de titan, caracteristicile de rezistenţă şi duritate cresc prin reducerea concomitentă a plasticităţii şi rezilienţei (fig.

Acest lucru, conform rezultatelor obţinute pe oţelurile maraging turnate [7], este favorizat de alierea martensitei cu titan, precum şi de reducerea intervalului pentru transformarea martensitică [8], ceea ce duce la o mare ecruisare fazică a martensitei şi la ridicarea gradului de dispersie a acesteia. Introducerea pînă la 3% Ti în oţelul martensitic sinterizat îngreunează propagarea fisurii de rupere, lucru care poate fi legat de ridicarea limitei de curgere a materialelor, ceea ce implică mărirea energiei de deformare plastică.

După îmbătrînire, rezistenţa oţelurilor creşte, iar proprietăţile de plasticitate şi rezilienţă se reduc. Creşterea rezistenţei *Rm* şi $Rp_{0,2}$ este de pînă la 70 kg/mm² şi se măreşte o dată cu ridicarea conţinutului de titan (fig. 5).

Creşterea rezistenţei oţelurilor martensitice cu adaosuri de titan produse prin procesul de îmbătrînire este favorizată de precipitarea fazelor intermetalice de tipul NiT şi Ti_3Ti [7]. Prin creşterea conţinutului de titan, cantitatea de particule dispersate creşte şi măreşte efectul durificării oţelului.

Din analiza rezultatelor (fig. 4 şi 5) se poate considera că conţinutul de titan din oţelurile martensitice îmbătrînite sinterizate de tipul Ni14Co7Mo5Ti, spre deosebire de cele turnate, poate fi crescut pînă la 2%, cu un comportament stabil sub sarcină în prezenţa fisurii. Prin

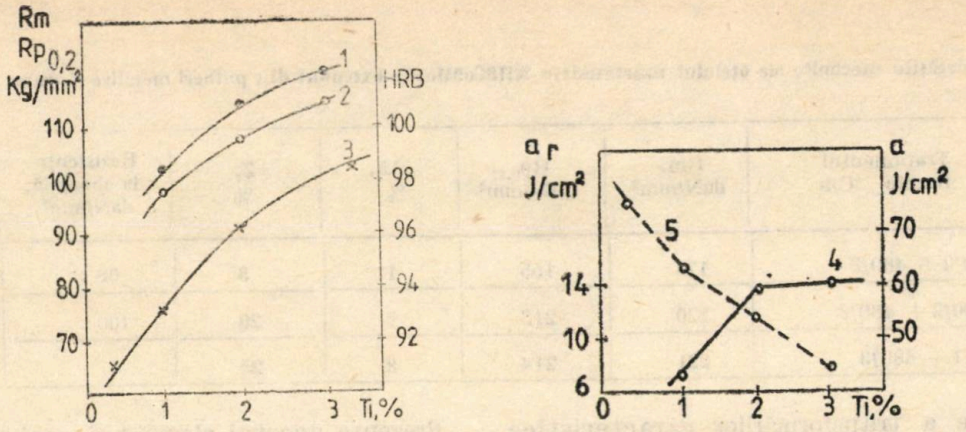


Fig. 4. Influenţa conţinutului de titan asupra proprietăţilor mecanice *a* şi rezistenţei la propagarea fisurii *b*, în oţelul martensitic Ni14Co7Mo5Ti sinterizat: *1* — *Rm*; *2* — $R_{P0,2}$; *3* — *HRB*; *4* — a_r; *5* — *a*

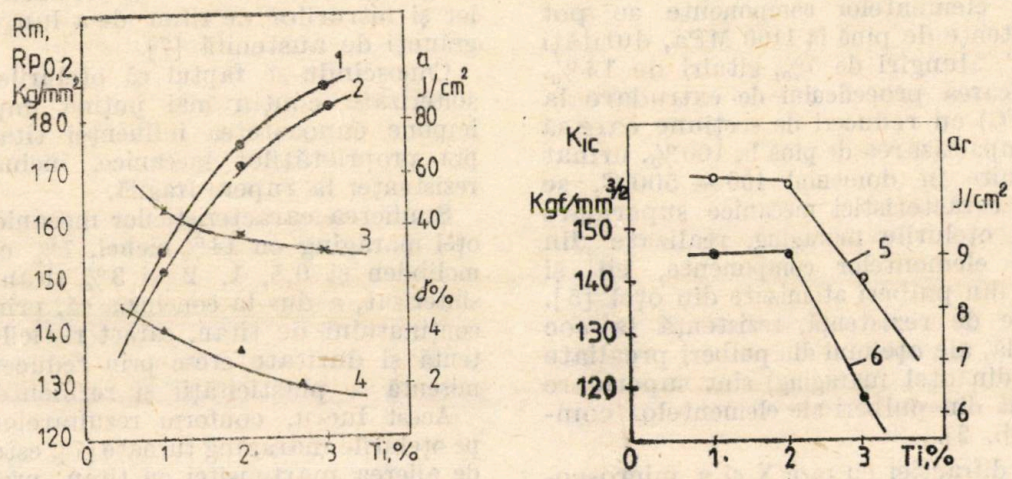


Fig. 5. Influenţa conţinutului de titan asupra proprietăţilor mecanice *a* şi asupra rezistenţei la propagarea fisurii *b*, la oţelul Ni14Co7Mo5Ti sinterizat şi îmbătrînit la 500°C: *1* — *Rm*; *2* — $R_{P0,2}$; *3* — *a*; *4* — *δ*; *5* — klc; *6* — a_r

îmbătrîniri, limita de curgere a oţelului Ni14Co7Mo5Ti2 este mărită la 1760 MPa, la klc ≈ 1600 MPa, adică la raportul $klc/\sigma_{0,2} \approx$ ≈ 0,9 apropiat ca mărime de valoarea obţinută pe oţelul turnat.

Adăugarea de mangan în oţelurile martensitice sinterizate Fe—Ni—Co—Mo şi Fe—Ni—Co—Mo—Ti are ca efect obţinerea de proprietăţi mai bune, la îmbătrînire, în special în prezenţa titanului (fig. 6) [9].

Examinarea cu raze X şi prin microscopie electronică a acestor oţeluri arată că matricea de martensită conţine precipitate a căror natură depinde de compoziţia oţelului studiat. Fazele durificabile găsite au fost Ni_3Mo, Fe_2Mo, Ni_3Ti, Fe_2Ti. Reacţia de durificare a oţelului 4 confirmă faptul că Ti este mai activ la durificare decît Mo. Adăugarea de Mn face să crească efectul de durificare, lucru observat şi la aliajele turnate [10]. Acest efect poate duce la interacţiunile Mn — Ti — Ni care determină formarea unor zone de precipitări, clustere, în afara reacţiilor normale de durificare.

Oţelurile martensitice sinterizate îmbătrînite se pot uşor deforma plastic. Deformarea martensitei duce la creşterea suplimentară a proprietăţilor de rezistenţă ale oţelului martensitic îmbătrînit.

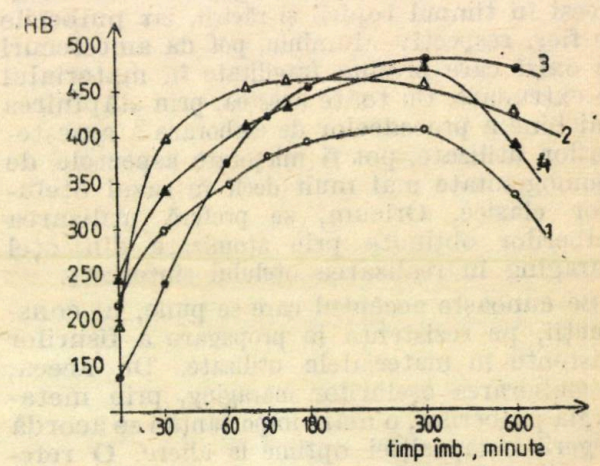


Fig. 6. Influenţa manganului asupra durităţii unor oţeluri maraging sinterizate, îmbătrînite la 500°C: *1* — 18Ni8Co4Mo; *2* — 12Ni8Co5Mo5Mn; *3* — 12Ni8Co4Ti5Mn; *4* — 18Ni8Co4Ti

BIBLIOGRAFIE

[1] Perkas, M. D. *Struktura, svoistva i oblasti primenenia visokoprocinth martensitnostareiuşcih stalei* Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, U.R.S.S., 1985, n. 5.
[2] Fisher, J. J. În : International Journal of Powder Metallurgy, Anglia 2(4), 37 (1976).
[3] Speich, G. R. Trans. AIME, 227, 1426 (1963).
[4] Piteer, R. K., Ansell, G. S. Ibid 57, 220 (1964).
[5] Snape, E., Veltry, F. J *The Properties of 18Ni350 Maraging Steel Produced from Elemental and Prealloyed Powders.* În : International Journal of Powder Metallurgy, Anglia (4), 1972.
[6] Antiferov, V. N., Maslenikov, N. N. Subin, V. N. *Vlianie titana na mehranielskie svoistva specenoi martensitnostareinsvei stali H14K7M5T.* În : Paraşkovaia metallurghlia, U.R.S.S. nr. 3, 1976.
[7] Perkas, R. K. În : Metallovedenie i termiceskaia obratbotka metallov, U.R.S.S. nr. 11, 1964.
[8] Kardonski, V. M., Perkas, M. D. *Problemi metallovedenia i fiziki metallov,* Trudi TNIICIM, nr. 9, 1968.
[9] Mukherjee, J. K. *Sintered Maraging Aloys* În : International Journal of Powder Metallurgy, 9(2) 1973.
[10] Manec, J. În : Revue de Métal., Franţa 67, 452, 1970.

REVISTA REVISTELOR

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promişlennost, U.R.S.S., nr. 2, 1990

Situaţia industriei de aglomerare în întreprinderile din Ucraina şi direcţiile de bază ale creşterii nivelului tehnic, p. 1 – Eficienţa economică de utilizare a varului de calitate superioară în industria de aglomerare, p. 4 - Micşorarea înălţimii furnalelor, p. 6 — Examinarea repartiţiei gazelor pe secţiunea cuvei în cazul unor regiuni diferite de funcţionare a furnalului, p. 7 — Legătura dintre parametrii duzelor de aer ale furnalelor şi suflantei, p. 9 — Pierderile termice prin lăncile de suflare ale furnalelor, p. 11 — Tablă groasă din oţel 09G2MFB cu rezistenţă crescută la fragilitatea la cald pentru mantalele furnalelor şi cauperelor, p. 12 — Calculul parametrilor de bază ai reductorului de acţionare prin diferenţial, p. 14 — Saturarea cu gaz a oţelului lichid şi starea zonei axiale a tablelor groase laminate, obţinute din semifabricatele turnate continuu, p. 17 — Asimilarea de tehnologii noi şi de soluţii tehnice la elaborarea oţelului în convertizoare de mare capacitate, p. 19 Elaborarea şi introducerea tehnologiei de dezoxidare şi aliere a oţelului necalmat cu conţinut scăzut de carbon de calitate superioară cu utilizarea controlului gradului de oxidare a metalului lichid, p. 22 — Influenţa factorilor tehnologici asupra capacităţii bune de ştanţare a pieselor de caroserie din laminate cu rezistenţă mare, p. 24 — Cercetarea procedeului tehnologic de desfacere longitudinală a benzilor late laminate la cald în scopul economisirii metalului, p. 26 — Micşorarea neomogenităţii proprietăţilor mecanice pe lungimea benzilor laminate la cald prin aportul modificării condiţiilor de răcire pe transportorul de evacuare cu role, p. 28 — Recomandări cu privire la alegerea toleranţelor la lăţimea şi grosimea benzii pentru fabricarea ţevilor sudate electric, p. 31 — Sculă pentru presarea ţevilor din fontă cu grafit nodular, p. 32 — Influenţa durificării repetate asupra fiabilităţii şi durabilităţii pieselor, p. 34 — Unele cauze de reducere a rezilienţei platbandei din oţel puţin perlitic, p. 36 — Influenţa compoziţiei chimice a oţelului 110G13L asupra comportării blindajelor concasoarelor cu con, p. 47 — Echilibrarea dinamică nedemontabilă a rotoarelor de la maşinile metalurgice, p. 48 — Îmbunătăţirea utilităţii reparaţiilor canalelor principale de gaze de ardere de la agregatele termice metalurgice, p. 50 — Cercetarea cauzelor vibraţiei laminoarelor de curăţire, p. 51 — Rezervă de îmbunătăţire a utilizării cuptoarelor adînci de încălzire, p. 53 — Elaborarea regimului raţional de utilizare a oxigenului în perioada de suflare a băii, p. 55 — Creşterea eficienţei de utilizare a combustibilului la arderea gazelor în cuptoare, p. 56 — Organizarea muncii în brigăzi la reparaţiile agregatelor metalurgice, p. 59 — Experienţa organizării retribuţiei muncitorilor din turnătorii, p. 61 — Formalizarea structurii consumului de energie în întreprinderile metalurgice, p. 62 — Eficienţa îmbunătăţirii utilizării furnalelor în timp, p. 64 — Comanda automată a încărcării buncărelor cu încărcătură, p. 67 — Probleme ale elaborării asigurării matematice pentru granulometrul optic de materiale concasate, p. 68 — Piese turnate din piatră pentru căptuşirea utilajului minier—metalurgic, p. 71 — Experienţa activităţii cooperativelor de producţie pentru prelucrarea holdelor de zgură de furnal, p. 72 — Îmbunătăţirea densităţii pieselor turnate de la grătarele cu bare, p. 74 — Îmbunătăţirea siguranţei tehnologiei de fabricaţie a ţevilor, p. 77.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 4, 1990

Beton pe bază de dioxid de zirconiu şi de liant întărit prin hidratare, p. 1 — Proprietăţile fizico-chimice ale dioxidului de zirconiu stabilizat parţial în sistemul $ZrO_2—Y_2O_3—Yb_2O_3—Sc_2O_3$,, p.4 Influenţa tratamentului termic a materialelor topite cu compoziţie de mulit asupra proprietăţilor acestora, p. 7 — Influenţa mediului reducător asupra cărămizilor termoizolante din corindon, p. 10 — Influenţa parametrilor tehnologici asupra caracteristicilor cărămizii silica pentru zidăria cuptoarelor de cocsificare, p. 14 — Refractare carborundice pentru arderea porţelanului, p. 15 Controlul parametrilor de regim ai elaborării pe baza informaţiei cu privire la cîmpul de temperatură al căptuşelii convertizorului, p. 18 — Analiza fluorescenţă cu raze X a căptuşelilor monolite de la oalele pentru turnarea oţelului, p. 25 — Îmbogăţirea termochimică a brustitului, p. 27 — Influenţa adaosului de piroxen asupra proprietăţilor mecanice ale cărămizilor din silicat de aluminiu, p. 32 — Asimilarea producţiei industriale de fibre oxidice policristaline, p. 34— Automatizarea controlului prezenţei masei în braţul dispozitivului de alimentare a presei, p. 37 — Dispozitiv de întrerupere în caz de avarie a alimentării cu combustibil la arzătoarele agregatelor termice, p. 37 — Încălzirea optimă a căptuşelilor cuptoarelor rotative, p. 39 — Calculul cîmpurilor de temperatură a cărămizilor acoperite cu plasmă la contactul acestora cu metalul lichid, p. 42 — Experienţa utilizării betoanelor refractare la căptuşirea agregatelor termice, p. 44 — Cablurile de metale de la maşinile de turnare continuă de tip orizontal, p. 45 — Comportarea cărămizilor periclazocromitice la fundul convertizorului cu suflare combinată, p. 48 — Introducerea formelor moderne de organizare a muncii, p. 51 — Situaţia şi perspectivele dezvoltării materialelor refractare pentru distribuitoare, p. 56.

CERCETĂRI ŞI EXPERIMENTĂRI PRIVIND TEHNOLOGIA DE OBŢINERE A BUTUCULUI TORPEDO DE LA BICICLETĂ PRIN EXTRUDARE

Prof. dr. ing. Al. Maniu,
dr. ing. Rodica Florea
Universitatea din Braşov
ing. Tr. Florea
Intr. de Autocamioane Braşov

CZ : 621.777

Reperul „butuc torpedo" face parte din ansamblul de transmitere a cuplului de forţe pentru antrenarea roţii motrice a bicicletelor. Din punct de vedere al solicitărilor la care este supus, reperul trebuie să aibă caracteristici fizico-mecanice care să-i confere rezistenţă la torsiune, forfecare şi uzură. Studii efectuate asupra comportării la oboseală a unor piese fabricate prin diferite tehnologii au scos în evidenţă rolul însemnat al fibrajului pieselor, fibraj care trebuie să fie continuu. Acest fapt recomandă de la sine deformarea plastică ca fiind tehnologia optimă.

În prezent butucul torpedo se execută prin matriţare pe M.F.O., tehnologie care prezintă o serie de dezavantaje, dintre care se pot aminti : adaosurile mari de material ; dezaxările care duc la un consum mare de material ; calitatea necorespunzătoare a piesei. Una din variantele propuse de colectivul de cercetare a avut în vedere obţinerea piesei, prin extrudare la rece, din două bucăţi, care se vor îmbina ulterior printr-un procedeu de sudare adecvat.

Lucrarea are drept scop prezentarea încercărilor practice de obţinere a butucului torpedo şi îmbunătăţirile aduse tehnologiei proiectate iniţial, în scopul eliminării unor deficienţe constatate.

Obţinerea butucului torpedo prin extrudare la rece

Criteriile care au determinat alegerea acestui procedeu au fost următoarele : obţinerea piesei la o formă cît mai apropiată de cea finită, în vederea micşorării consumului specific de material şi de muncă la prelucrările ulterioare prin aşchiere ; creşterea productivităţii muncii ; realizarea unui fibraj corespunzător care să ridice nivelul caracteristicilor mecanice ale piesei.

La stabilirea desenului de piesă extrudată s-a pornit de la piesa finită, la care s-a ales apoi planul de separare (îmbinare) a celor doi semibutuci (fig. 1).

S-au încercat mai multe variante :

Extrudarea semibutucilor cu flanşe pline din semifabricat inel

Realizarea semibutucilor cu flanşe pline este o tehnologie curentă în practica extrudărilor la rece. Fazele de lucru încercate au fost : refularea semifabricatului debitat, centrarea, extrudarea (inversă) a inelului, perforarea inelului, extrudarea directă ; refularea flanşei este prezentată în figura 2, *a* (pentru semibutuc stînga) şi în figura 2, *b* (pentru semibutuc dreapta).

Dezavantajele variantei sînt următoarele : efortul mare de deformare la extrudare directă ;

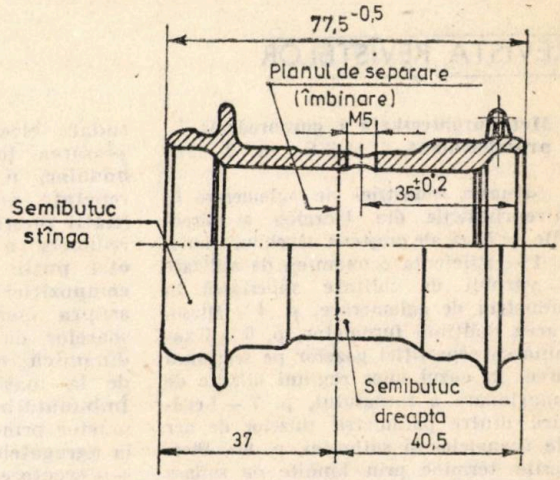


Fig. 1. Stabilirea planului de separare a celor doi semibutuci şi schiţa semibutucilor pe baza cărora s-a calculat necesarul de material

suprasolicitarea sculelor la extrudare, cu consecinţa pericolului de spargere ; adaosul mare de prelucrare la flanşele butucilor.

Extrudarea semibutucilor cu flanşele apropiate de forma şi dimensiunile celor finite

Fazele tehnologice în această variantă sînt prezentate în figura 3, *a* şi *b* pentru semibutucul stînga şi dreapta.

În această variantă fazele de lucru sînt : refularea semifabricatului debitat şi centrat ; extrudarea inversă şi refularea flanşei ; perforarea.

Faţă de o serie de avantaje şi anume : consumul redus de energie, de metal, de manoperă la extrudare (numărul de faze fiind mic necesită efectuarea operaţiilor pregătitoare o singură dată) şi prelucrarea prin aşchiere ulterioară, s-au constatat următoarele dezavantaje : efortul mare de deformare la extrudarea inversă şi refularea flanşei ; suprasolicitarea sculelor la extrudare cu consecinţa pericolului de spargere ; tendinţa de blocare a piesei pe scula superioară.

Eliminarea unor dezavantaje prezentate la variantele tehnologice precedente a impus încercarea extrudării pieselor din semifabricate matriţate pe ciocan.

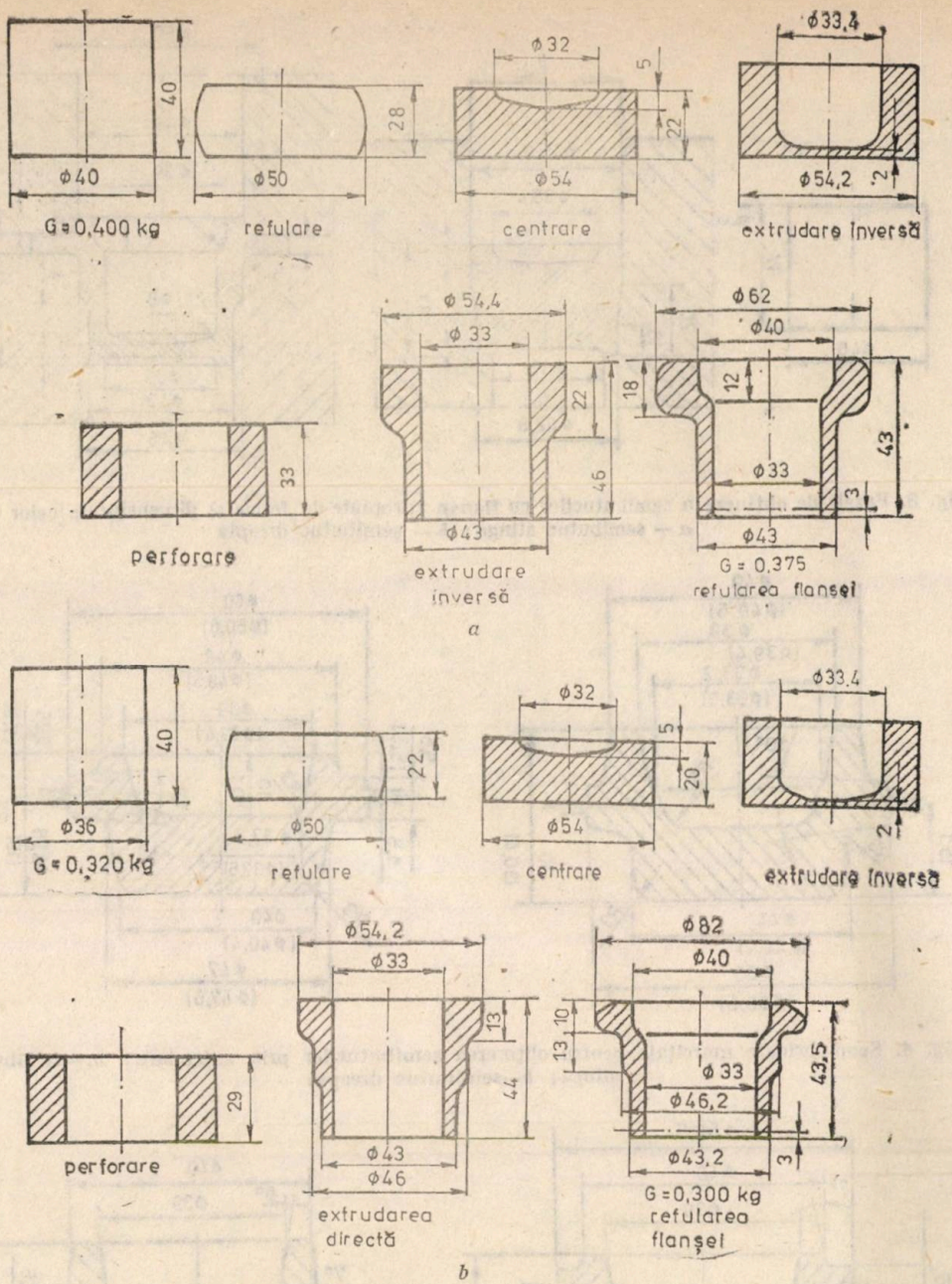
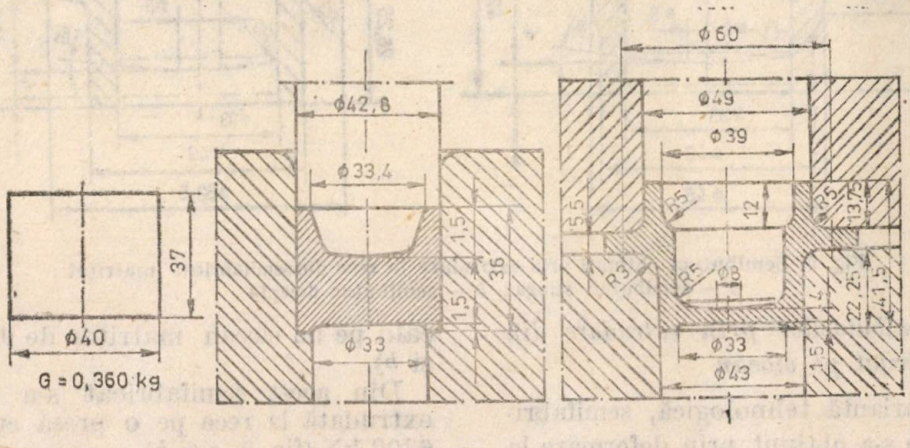


Fig. 2. Fazele de obținere a semibutucilor cu flanșe pline prin extrudare la rece:
a — semibutuc stînga; *b* — semibutuc dreapta



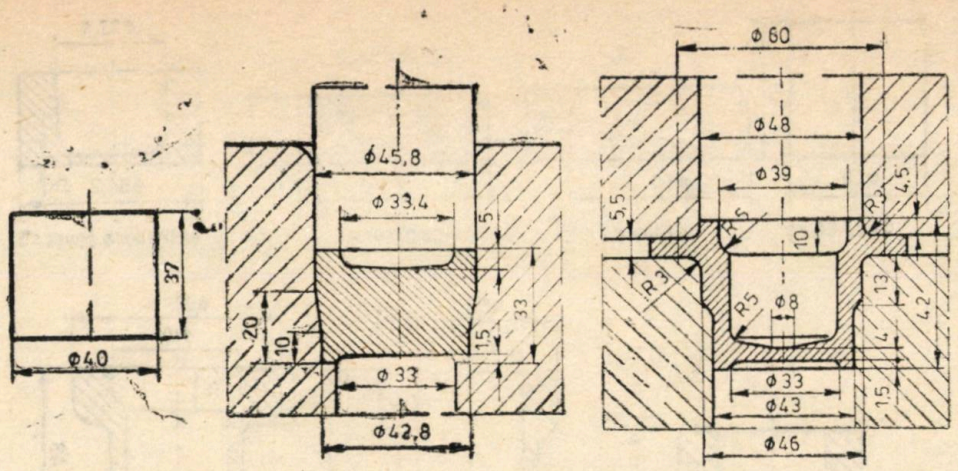


Fig. 3. Fazele de obţinere a semibutucilor cu flanşe apropiate de forma şi dimensiunile celor finite: *a* — semibutuc stinga; *b* — semibutuc dreapta

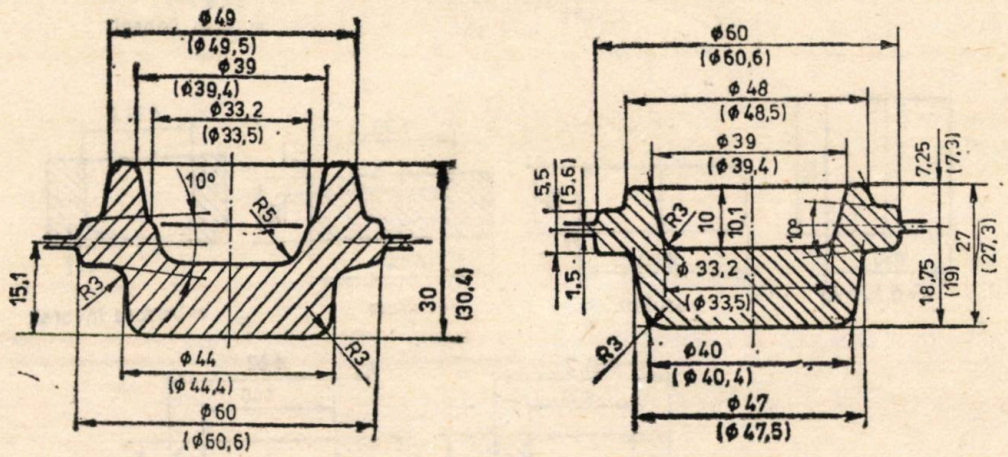


Fig. 4. Semifabricate matriţate pentru obţinerea semibutucilor prin extrudare: *a*—semibutuc stinga; *b*—semibutuc dreapta

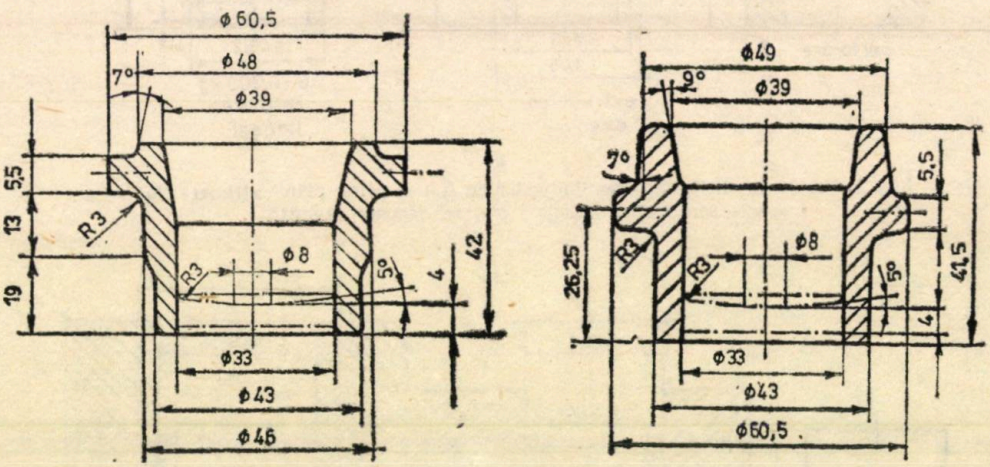


Fig. 5. Semibutuci obţinuţi prin extrudare la rece din semifabricat matriţat: *a* — semibutuc stinga; *b* — semibutuc dreapta

Realizarea semibutucilor prin extrudare din semifabricat matriţat pe ciocan

În această variantă tehnologică, semifabricatul de pornire s-a obţinut prin deformare la cald pe un ciocan matriţor de 0,63t (fig. 4, *a* şi *b*).

Din acest semifabricat s-a obţinut piesa extrudată la rece pe o presă cu genunchi de 6300 kN (fig. 5, *a* şi *b*).

Avînd în vedere avantajele ultimei variante tehnologice prezentate : simplitatea fazelor de execuţie care dă şi siguranţa realizării ; consumul redus de scule ; consumul redus de material ; productivitatea ridicată, s-a propus obţinerea butucului torpedo din două bucăţi, obţinute printr-o tehnologie combinată (matriţare la cald urmată de extrudare la rece).

BIBLIOGRAFIE

[1] Teodorescu, Al.: *Cercetări şi experimentări pentru obţinerea butucului torpedo*. Bucureşti, Ed. Tehnică, 1975.

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R.D.F., nr. 6, 1990

10 ani de instalaţie de tratare cu leşie a planului cu anozi din electroliza cuprului, Hettstedt, p. 201 — Aspecte privind mecanismul precipitării alunitului şi iarositului, p. 205 — Utilizarea calculatoarelor la încercarea proceselor tehnochimice, p. 209 — Analitica materiilor prime a produselor intermediare şi finite ale procedeelor de obţinere a aluminei, p 212— Încercări privind protoliza cationului de galiu (III), p. 217 Recuperarea metalelor de valoare din produsele metalurgice intermediare prin evaporarea clorurată cu agenţi de clorurare solizi, p. 217 — Separarea reziduală a argintului din soluţiile de fixare cu sare cu ajutorul schimbătorilor de ioni, p. 224— Încercări cinetice de reacţie în domeniul desulfurării gazelor reziduale cu suspensii, p. 226 — Determinarea componentelor de plumb din fierul vechi de la acumulatoare, p. 230 — Reducerea zgurii cu conţinut de staniu din cuptorul electric, p. 231.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 7, 1990

Sisteme pentru experţi în domeniul întreţinerii, p. 49 — Lipirea cu adeziv a bandajului de roată dinţată a unei antrenări a laminorului pe corpul roţii, p. 55 — Automatizarea tratamentului cu gaz al unei instalaţii de cocsificare, p. 67 — Concepţia noii cocserii Kaiserstahl, p. 75 — Prepararea reziduurilor siderurgice conform procedeului de reducere directă Inmetco, p. 89 — Metalurgia reducerii directe a reziduurilor siderurgice conform procedeului Inmetco, p. 99 — Stadiul tehnologiei de topire a deşeurilor de fier vechi cu energie fosilă, p. 109 — Noua cajă reversibilă de laminare la rece a uzinei Düdelingen, p. 125 — Simularea şi planificarea proceselor de laminare cu ajutorul metodei elementelor finite (FEM), p. 131 — Dezvoltări în domeniul politic de certificare europeană, p. 139 — Procedeu de încercare în vederea determinării proprietăţilor mecanice, p. 149.

Giesserei, R.F.G., nr. 13, 1990

Zgurificarea oţelului şi materialelor de formare la fabricarea pieselor din oţel turnat. Partea a 2-a. Umectarea materialului de formare cu zgură, p. 439 — Regenerarea mecanică a nisipurilor de turnătorie vechi liate cu argilă, p. 443 — Industria de turnătorie din America de Nord în prezent. Călătoria de studii de specialitate a VDG (Uniunea turnătorilor din R.F.G.) cu ocazia Cast Expo '90 şi '94. Congresul — APS, p. 448 — Sinteză bibliografică anuală : „Asupra istoriei turnării" (urmare 4), p.454.

Giesserei, R.F.G., nr. 14, 1990

Viitorul produselor turnate din punctul de vedere al utilizatorului, p. 461 — Degazarea parţială sub vid — trei ani de experienţă cu un nou procedeu de epurare prin topire într-o turnătorie de aluminiu în cochilă, p. 466 — Cea de-a 13-a sesiune internaţională asupra turnării sub presiune din München, p. 468 — Noutăţi în domeniul zincului — concurs), de turnare sub presiune a zincului, 1990, p. 475 — A construi cu magneziu — concurs), de turnare sub presiune a magneziului, 1990, p. 480 — — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor uşoare în nisip şi în cristalizor. Partea a 3-a. Topire, turnare şi solidificare (urmare 27), p. 485.

Giesserei, R.F.G., nr. 15, 1990

Structura, tendinţele de dezvoltare şi obiectivele industriei de turnare a R.D.G., p. 495 — Industriile de turnare germane R.D.G. şi R.F.G. unite pe calea spre comerţul european. Sesiunea de turnătorie 1990 din Bad Hamburg, p. 499 — Sesiunea de turnătorie 1990 — programul tehnic, p. 503 — Cea de-a 81-a a sesiune a membrilor Uniunii turnătorilor din R.F.G. (Verein Deutscher Giessereifachleute), p. 507 — Noi idei şi multiplicitatea creativă în domeniul turnării. Cel de-al 19-lea concurs „Să construim cu materiale turnate", 1990, p. 511 — Simularea cu ajutorul calculatorului va fi introdusă în tehnica de turnătorie. Cel de-al 29-lea Colocviu asupra turnătoriei, Aachen, p. 515 — - Sinteză bibliografică anuală asupra protecţiei mediului înconjurător (urmare 16), p. 521.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 6, 1990

Executarea cuvei furnalului din panouri mari, p. 32 — Îmbunătăţirea afinării fontei fosforoase în convertizor, p. 33 — Căptuşeli termoizolatoare noi, p. 33 — Turnarea oţelului prin distribuitoare, p. 34 — Linie de control a capetelor ţevilor laminate la cald, prin metoda pulberilor magnetice, p. 34 — Tehnologie nouă de laminare a profilelor în formă de pană, p. 34 Protecţie garantată a tablei laminate la coroziune, p. 36 — Frînarea benzilor la patul de răcire de la laminorul continuu de produse mărunte, p. 37 — Introducerea sistemelor automatizate pentru fabricarea pieselor rulouri de metal, p. 38.

Institutul de Cercetări şi Proiectări Electrotehnice—I.C.P.E.

Sub patronajul "Uniunii Internaţionale de Electrotermie", Comitetul Român de Electrotermie organizează la Sibiu, în zilele de 7—10 mai 1991, "Prima Conferinţă Internaţională de electrotermie".

Preşedinte : dr. ing. FL. TĂNĂSESCU
Dir. gen. I.C.P.E.
Vicepreşedinte : ing. S.DIMITRIU
Dir. în Dep. Ind. Metalurgice

SIMULAREA EXTRUDĂRII LA CALD A OȚELURILOR INOXIDABILE FERITICE PRIN METODA TORSIUNII

Dr. ing. Gh. Chelu
Institutul Politehnic București
dr. ing. A. T. Dumitrescu
ICEM

CZ : 621.777 : 669.14.018.8

Modelarea termocinematică a procedeului de extrudare la cald, urmată de simularea acestuia în laborator, permite analiza rapidă și cu cheltuieli minime a modului în care acționează parametrii tehnologici de deformare plastică asupra caracteristicilor produsului obținut. În cazul oțelurilor inoxidabile feritice, care sînt monofazice, structura după deformarea plastică nu poate fi îmbunătățită prin tratamente termice. Din această cauză, parametrii tehnologici care intervin în timpul deformării plastice, prin extrudare în cazul de față, trebuie astfel aleși încît, după deformare, să se obțină caracteristicile fizico-mecanice impuse produsului extrudat.

Printre posibilitățile de simulare în laborator a procedeului de extrudare la cald se numără și metoda torsiunii. Scopul simulării constă în obținerea informațiilor privind valorile optime ale parametrilor de extrudare (mai puțin parametrii de forță) necesare realizării unei structuri metalografice corespunzătoare caracteristicilor cerute produsului extrudat.

Deoarece această simulare nu este o reproducere pură a parametrilor procesului real de extrudare, apare necesitatea adoptării unor criterii de echivalență între condițiile de torsiune în laborator și cele de extrudare industrială. În acest sens, pot fi utilizate două criterii de echivalență propuse în lucrarea [1], și anume :

— egalitatea între gradul de deformare obținut la extrudare ε_f^E și gradul de deformare superficial de la încercarea de torsiune ε_{sf}^T:

$$\varepsilon_f^E = \varepsilon_{sf}^T \tag{1}$$

Indicele superior E sau T se referă la procesul analizat (extrudare sau torsiune);

— egalitatea între lucrul mecanic de deformare pe unitatea de volum obținut la extruziune L_f^E și lucrul mecanic pe unitatea de volum de la torsiune L_f^T :

$$L_f^E = L_f^T \text{ sau } L_f^E = \bar{\sigma}_{sc}^T \cdot \varepsilon_{sf}^T \tag{2}$$

în care $\bar{\sigma}_{sc}^T$ reprezintă rezistența sau tensiunea de deformare compensată cu temperatura obținută din ecuația constitutivă a oțelului supus deformării.

De menționat este faptul că ecuația constitutivă caracterizează comportarea oțelului în timpul deformării plastice și a fost tratată în lucrarea [2]. Din această publicație a rezultat că pentru oțelul 8TiCr170, forma simplificată a ecuației constitutive este :

$$\bar{\sigma}_{sc} = a_c \left(\ln \dot{\varepsilon}_s + \frac{Q}{R \cdot T_i} - l_n b_c \right) \tag{3}$$

în care : $a_c = 13{,}4$ Nm ; $lnb_c = 18{,}62\ s^{-1}$; $Q = 250{,}341$ kJ/mol ;

$R = 8{,}314$ J/mol.

Gradul de deformare superficial de la torsiune, care este egal cu cel de la extrudare, se obține pe baza relației :

$$\varepsilon_{sf}^T = \frac{2\pi an}{l\sqrt{3}} \tag{4}$$

unde a și l reprezintă raza, respectiv lungimea epruvetei de torsiune, iar n reprezintă numărul de răsuciri. Din relația (4), și ținînd seamă de relația (1), se poate determina numărul de răsuciri care să reprezinte gradul de deformare de la extrudare :

$$n = \frac{\varepsilon_f^E l\sqrt{3}}{2\pi a} \tag{5}$$

Pentru cazul particular al probelor cu $a = 3$ mm și $l = 50$ mm, numărul de răsuciri echivalente gradului de deformare de la extrudare va fi :

$$n = \frac{\varepsilon_f^E}{0{,}218} \tag{6}$$

În continuare, din al doilea criteriu de echivalență, ținînd seamă de relația (1), se obține :

$$\bar{\sigma}_{sc}^T = \frac{L_f^E}{\varepsilon_f^E} \tag{7}$$

Prin înlocuirea tensiunii σ_{sc}^T cu valoarea sa simplificată dată de ecuația constitutivă a oțelului 8TiCr170 (3), se poate determina viteza de răsucire N, rot/min, necesară simulării :

$$a_c \left(\ln \dot{\varepsilon}_s + \frac{Q}{RT} - lnb_c \right) = \frac{L_f^E}{\varepsilon_f^E} \tag{8}$$

unde :

$$\dot{\varepsilon}_s = \frac{2\pi aN}{60l\sqrt{3}},\ s^{-1} \tag{9}$$

După ordonarea termenilor se obține relația :

$$N = \frac{1}{0{,}00363} b_c \exp\left(\frac{L_f^E}{a_c \varepsilon_f^E} - \frac{Q}{RT_i^T}\right) \text{rot/min} \tag{10}$$

Deoarece viteza de răsucire necesară simulării depășește în multe cazuri viteza maximă de 1 500 rot/min a mașinii de răsucire, pentru obținerea aceluiași efect (egalitatea între lucrul mecanic de deformare la extruziune cu cel de la răsucire) se poate recurge la micșorarea temperaturii de început de deformare și menținerea vitezei de răsucire la valoarea maximă de 1 500 rot/min.

S-a constatat însă faptul că la viteze ridicate ale mașinii de torsiune, apare o patinare a ambreiajului în momentul cuplării, ceea ce face ca viteza de deformație să nu se ridice instantaneu la valoarea calculată. De asemenea, din cauza neomogenității structurale a oțelului, care se deformează, și a vitezei de deformație ridicate (5,4 s^{-1}), epruveta se deformează neuniform pe lungime, deformația maximă localizîndu-se în zona în care la un anumit moment efectul termic al deformației este mai pronunțat.

Din această cauză, s-a adoptat ideea menținerii vitezei de torsiune la o valoare care să prevină inconvenientele prezentate mai sus și s-a modificat corespunzător temperatura de început de deformare, astfel încît efectul deformației să rămînă același. Astfel, în relația (10) s-a înlocuit $N = 800$ rot/mm și s-a considerat ca variabilă necunoscută T_i. Rezultă deci :

$$T_i^T = \frac{Q_c/R}{L_f^E/a_c\varepsilon_f^E - ln(\dot{\varepsilon}_s/b_c)} \tag{11}$$

Prin înlocuirea cu valorile numerice din ecuația constitutivă (3), se obține :

$$T_i^T = \frac{405.833.\varepsilon_f^E}{L_f^E + 236{,}6 \cdot \varepsilon_f^E}, \text{ K} \tag{12}$$

Valorile ε_f^E și L_f^E au fost obținute prin modelarea procesului de extruziune pe baza traiectoriilor de curgere, determinate experimental și prezentate în lucrarea [3]. Deoarece valoarea curentă a gradului de deformare ε și a lucrului mecanic L, de-a lungul traiectoriilor de curgere din focar, depinde de valoarea ei precedentă sau de valoarea curentă a altor parametri, a fost necesară stabilirea unei succesiuni a operațiilor de calcul.

Notațiile suplimentare folosite la alcătuirea programului de modelare corelate cu cele din figura 1 sînt următoarele :

$$\eta_0 = \frac{R_0}{R_i}; \quad \xi = \frac{Z}{Z_i(\eta_0)};$$

v_z reprezintă proiecția vitezei elementului de volum pe axa z;

v_i — viteza de intrare a elementului de volum în focar, fiind egală cu viteza pistonului;

T_i — temperatura elementului de volum la intrarea în focarul de deformare, care a fost stabilită pe baza relațiilor din lucrarea [4];

ρ, c_v — densitatea, respectiv, căldura specifică a materialului care se deformează;

t — timpul scurs de la începerea extrudării pînă în momentul analizat.

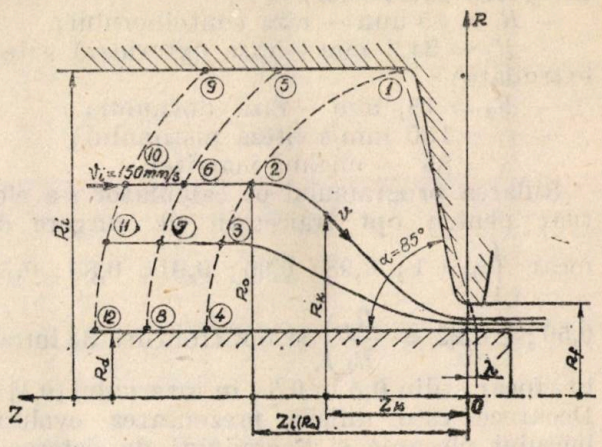


Fig. 1. Poziția elementelor de volum pe traiectoriile de curgere pentru care s-au analizat parametrii de extrudare

Algoritmul sau succesiunea operațiilor pentru integrarea numerică pe fiecare traiectorie de curgere din focarul de deformare a fost :

1. $\eta_0 =$ constant, egal cu una din valorile alese în intervalul $\left[1, \frac{R_d}{R_i}\right]$;

2. $t =$ constant, egal cu una din valorile alese în intervalul [0,4]s;

3. $\rho_{(K)} = 1 - K\xi_1$; $\xi_1 = \frac{1}{M}$

$K = 1, 2, 3 \ldots M$; $M = 40$; $\xi_k \in [1,0]$

4. $v_{z(K)} = V_{z(\xi_k, \eta_0)} \cdot v_i$

5. $\dot{\varepsilon}_{(K)} = \dot{\varepsilon}_{(\xi_k, \eta_0)} \cdot \frac{v_i}{R_i}$

6. $\varepsilon_{(K)} = \varepsilon_{(K-1)} + \Delta\varepsilon = \varepsilon_{(K-1)} + \dot{\varepsilon}_{(K)} \frac{Z_i}{v_{z(K)}} \cdot \xi_1$

7. $L_{(K)} = L_{(K-1)} + \sigma_{(K-1)}[\varepsilon_{(K)} - \varepsilon_{(K-1)}]$

8. $T_{(K)} = T_i + \frac{L_{(K)}}{\rho c_v}$

9. $\sigma_{(K)} = a_c\left(ln\ \dot{\varepsilon}_{(K)} + \frac{Q}{RT_{(K)}} - ln\ b_c\right)$ din ecuația constitutivă a oțelului 8TiCr170 (3).

Valorile inițiale ale variabilelor, în momentul intrării în focarul de deformare, sînt : $\xi_0 = 1$; $v_{z0} = v_i$; $\dot{\varepsilon}_0 = 0$; $\varepsilon_0 = 0$; $L_0 = 0$; $T_0 = T_i$; $\sigma_0 = 0$.

De remarcat este faptul că la începutul deformării, tensiunea este nulă, datorită fap-

tului că ecuaţia constitutivă adoptată caracterizează comportarea materialelor rigid-plastice fără a lua în consideraţie deformaţia elastică.

Pe baza algoritmului prezentat mai sus, s-a alcătuit un program de calcul în limbaj FORTRAN cu următoarele date numerice :

— temperatura la scoaterea semifabricatului din cuptor :

$$T_c = 1443{,}5 \text{ K } (1\,170°)$$

— timpul de la scoaterea din cuptor pînă la începerea extrudării : 50 s ;

— $R_i = 85$ mm — raza conteinerului ;

— $R_f = 24{,}3$ mm — raza exterioară a ţevii extrudate ;

— $R_d = 18$, mm — raza dornului ;

— $v_i = 150$ mm/s-viteza pistonului ;

— $\alpha = 85°$ — unghiul matriţei.

Rularea programului pe calculator s-a efectuat pentru opt traiectorii de curgere din focar $\left(\eta_0 = 1\,;\ 0{,}98\,;\ 0{,}95\,;\ 0{,}91\,;\ 0{,}86\,;\ 0{,}75\,;\ 0{,}50\,;\ 0{,}22 = \frac{R_d}{R_t}\right)$ şi opt fronturi de intrare în focar (din 0,5 în 0,5 s în intervalul [0,4] s). Deoarece este dificilă prezentarea evoluţiei lucrului mecanic şi a gradului de deformare pentru toate fronturile şi traiectoriile de curgere, au fost selectate numai cele care corespund punctelor prezentate în figura 1. Punctele 1 — 4 sînt situate pe acelaşi front de intrare şi traiectorii corespunzătoare rapoartelor $\eta_0 = \frac{R_0}{R_t}$ de 1 ; 0,75 ; 0,5 şi 0,22. Următoarele grupuri de puncte : 5 — 8 şi 9 — 12 sînt distribuite pe aceleaşi traiectorii de curgere, ca şi în cazul primului grup, dar pe fronturi care intră în focarul de deformare după două sau patru secunde. Trebuie menţionat faptul că cele trei fronturi de intrare în focar corespund începutului, mijlocului şi sfîrşitului ciclului de extrudare.

Pentru ilustrare, în figura 2 este prezentată evoluţia gradului de deformare pe măsura traversării focarului de deformare, pentru punctele marcate în figura 1.

Analizînd graficul din figura 2, se poate observa o creştere continuă a gradului de deformare, în general proporţională cu poziţia de intrare a elementului de volum în focar, Valorile finale ale gradului de deformare ε_f sînt cu atît mai mari cu cît elementul de volum se află pe traiectorii mai apropiate de conteiner. Excepţie fac elementele de volum din jurul dornului (punctele 4, 8, 12), al căror grad de deformare prezintă o creştere pronunţată în a doua jumătate a focarului, ajungînd în final la valoarea $\varepsilon_f = 5, 8$, valoare care este mai mare chiar decît cea a punctelor marginale 1, 5, 9 ($\varepsilon_f = 5{,}6$). Rezultă că, în timpul extrudării ţevilor, zonele deformate plastic cel mai mult se găsesc la exteriorul şi interiorul peretelui ţevii, iar zona cu deformare minimă se întîlneşte la jumătatea grosimii ţevii.

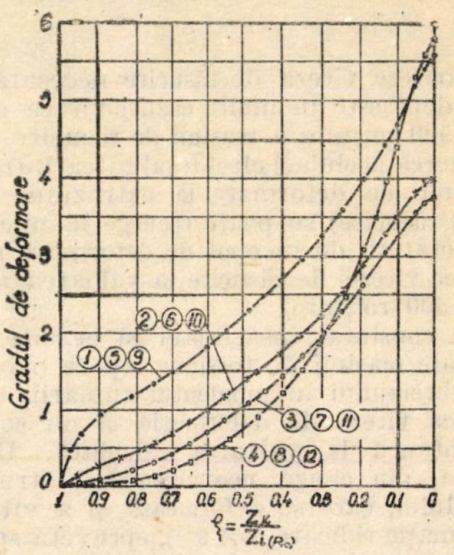


Fig. 2. Variaţia gradului de deformare în focarul de deformare

În figura 3 este prezentată evoluţia lucrului mecanic de deformare a elementului de volum, în timpul traversării focarului pentru punctele 5—8.

Din figura 3 se observă că lucrul mecanic creşte pe măsură ce elementul de volum avan-

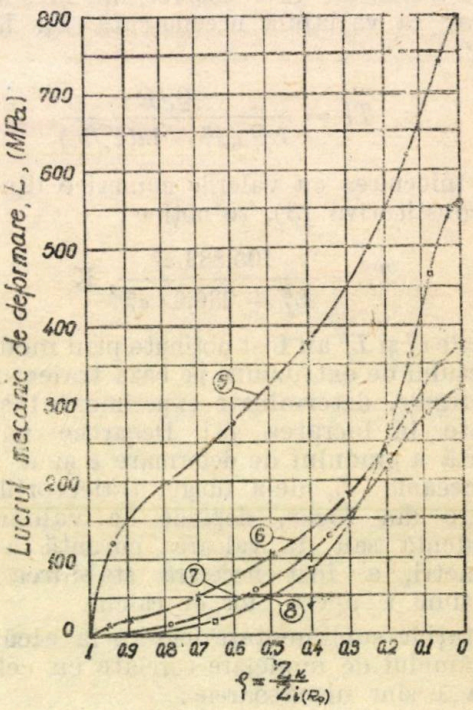


Fig. 3. Evoluţia lucrului mecanic de deformare de-a lungul focarului, în funcţie de poziţia elementelor de volum prezentate în figura 1

sează în focar, intensitatea de creștere depinzînd de poziția de intrare a acestuia în focar. Lucrul mecanic final L_f, necesar elementului de volum ca să traverseze focarul, este maxim pentru zonele extreme ale focarului (punctele 5 și 8) și minim pentru porțiunea din centrul focarului (punctele 6 și 7).

De remarcat că evoluția lucrului mecanic de-a lungul focarului este diferită, în funcție nu numai de poziția particulei de material în cadrul frontului, ci și de poziția frontului în cadrul semifabricatului care se extrudează. Aceasta, din cauza temperaturii diferite cu care intră fronturile de material în focar, temperatură care scade spre sfîrșitul ciclului de extrudare.

Tabelul 1

Valorile parametrilor tehnologici de extrudare rezultate în urma modelării și valorile necesare simulării prin torsiune pentru elementele de volum prezentate în figura 1

Elementele de volum	Extrudarea				Torsiunea		
	T_i^E,K	ε_f^E	T_f^E,K	L_f^E, MPa	N,rot/min	η^T rot	T_i^T,K
1	1 364	5,617	1 504	510,45	800	25,7	1 239
2	1 418	4,06	1 505	345,3	800	18,6	1 262
3	1 423	3,756	1 505	324,6	800	17,2	1 256
4	1 428	5,8	1 566	541,4	800	26,6	1 230
5	1 122	5,617	1 324	804	800	25,7	1 069
6	1 357	4,06	1 470	376,7	800	18,6	1 232
7	1 399	3,756	1 485	320	800	17,2	1 261
8	1 408	5,8	1 551	562,4	800	26,6	1 216
9	1 035	5,617	1 266	925	800	25,7	1 011
10	1 347	4,06	1 448	397,7	800	18,6	1 213
11	1 391	3,756	1 479	330,4	800	17,2	1 250
12	1 396	5,8	1 543	573,4	800	26,6	1 210

Utilizînd datele rezultate din modelarea procesului de extrudare a țevilor din oțelul inoxidabil feritic 8TiCr170 și cu ajutorul relațiilor (6) și (12), s-au determinat numărul de răsuciri n^T și temperatura epruvetei la începutul răsucirii T_i^T pentru cele 12 puncte caracteristice (fig. 1). Valorile obținute sînt prezentate în tabelul 1.

De asemenea, în tabelul 2 sînt prezentați parametrii necesari simulării procesului de extrudare prin torsiune, utilizînd valorile medii ale gradului de deformare ε_f și lucrului mecanic final L_f pentru fiecare din cele trei fronturi de intrare.

Valoarea medie a lucrului mecanic necesar traversării focarului de deformare de către elementul de volum s-a obținut prin mediere ponderată, în funcție de volum, a valorilor lucrului final L_f pe cele opt traiectorii de curgere :

$$L_{f\,\text{mediu}}^E = \frac{\sum_{\eta_0=1}^{0,22} L_{f(\eta_0)} \cdot V_{\eta_0}}{V} \qquad (13)$$

Tabelul 2

Parametrii necesari simulării extrudării prin torsiune stabiliți pe baza valorilor medii ale parametrilor tehnologici de extrudare

Frontul	Extrudarea				Torsiunea		
	T_i^E, medie, K	ε_f^E, mediu	T_f^E, medie, K	L_f^E, mediu, MPa	N, rot/min	n^T, rot	T_i^T, K
1 Elementele de volum : 1, 2, 3, 4	1 411	4,7	1 521	453,9	800	21,56	1 218
2 Elementele de volum : 5, 6, 7, 8	1 331	4,7	1 463	547,43	800	21,56	1 149
3 Elementele de volum : 9, 10, 11 12	1 292	4,7	1 435	596,48	800	21,56	1 116

în care :

$L_{f(\eta_0)}$ este lucrul mecanic necesar traversării focarului de deformare de către elementul de volum pe traiectoria η_0 ;

V_{η_0} — reprezintă partea din volumul focarului aferentă taiectoriei η_0 ;

V — volumul focarului de deformare.

Aceeași metodă de mediere s-a aplicat și pentru calculul gradului mediu de deformare :

$$\varepsilon_{f\,\text{mediu}}^E = \frac{\sum_{\eta_0=1}^{0,22} \varepsilon_{f(\eta_0)}^E \cdot V_{\eta_0}}{V} \qquad (14)$$

Parametrii necesari răsucirii, adică viteza de răsucire N, numărul de răsuciri n^T și temperatura de încălzire în vederea răsucirii T_i^T, prezentați în tabelul 1, reproduc parametrii termomecanici din timpul extruziunii în punctele analizate. Implicit, rezultă că și structura realizată după deformare pe probele de torsiune este comparabilă cu structura obținută

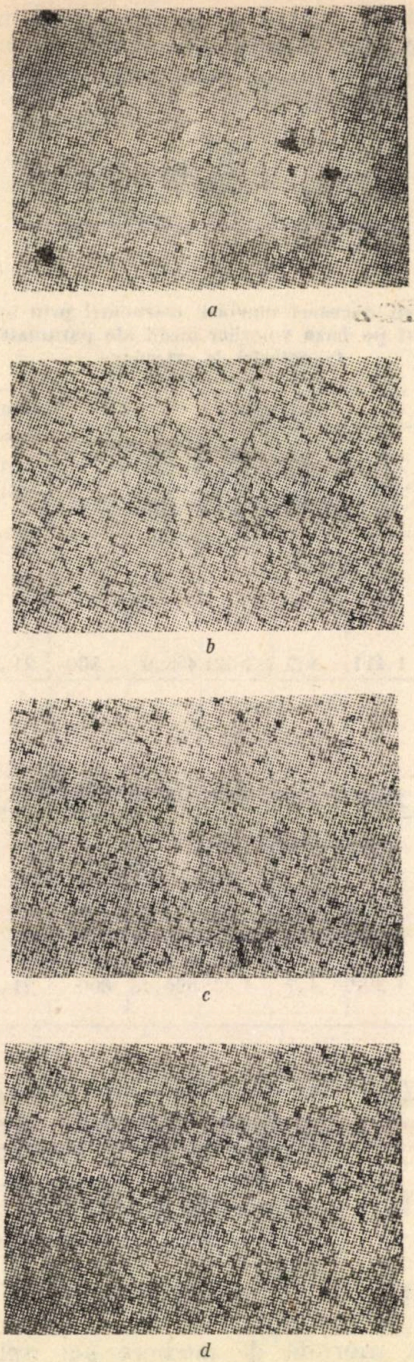


Fig. 4. Microstructura oţelului 8TiCr170 obţinută prin simularea extrudării, conform tabelului 2; 150 : 1; reactiv Kaling; *a* — înainte de deformare; *b*, *c*, *d* — după deformarea plastică corespunzătoare fronturilor 1, 2 şi 3

în procesul industrial de extrudare pentru punctele respective.

În cazul folosirii valorilor $\varepsilon_{f\,\text{mediu}}^{T}$ şi $L_{f\,\text{mediu}}^{T}$, prin torsiune, se pot reproduce valorile medii ale parametrilor termomecanici pe fronturile de intrare în focar, adică valorile medii ale parametrilor termomecanici, în funcţie de timpul scurs de la începutul extrudării.

Pentru exemplificare, în figura 4 sînt reproduse microstructurile obţinute la simularea extrudării pe maşina de torsiune pentru un sortiment de ţeavă cu diametrul exterior de 48,6 mm şi grosimea peretelui de 5,5 mm din oţelul feritic 8TiCrl70, conform parametrilor tehnologici prezentaţi în tabelul 2. Imediat după deformarea plastică prin torsiune, epruvetele au fost călite în apă pentru a se evita modificările ulterioare ale structurii. Din analiza microstructurilor prezentate în figura 4, se observă că, în stare iniţială (barele din care s-au confecţionat epruvetele au fost recoapte la 800°C,) granulaţia feritei este mare şi neuniformă. După deformare, în toate cazurile s-a obţinut o structură feritică cu granulaţie fină, complet recristalizată şi uniformă. De asemenea, se observă o oarecare diferenţă între mărimea grăuntelui de ferită obţinută pentru capătul din faţă (fig. 4, *b*) şi pentru coada ţevii (fig. 4, *d*). Explicaţia constă în modificarea continuă a temperaturii pe secţiunea semifabricatului în momentul intrării în focarul de deformare care la rîndul său modifică ceilalţi parametri, în special lucrul mecanic de deformare.

Metoda de modelare şi simulare prezentată în această lucrare permite evaluarea rapidă a valorilor optime pentru parametrii care intervin în procesul de extruziune. De exemplu, pentru realizarea unei anumite structuri prescrise pentru ţeava extrudată, în anumite condiţii tehnologice impuse de utilajele existente (dimensiunile conteinerului, dimensiunile ţevii, viteza pistonului etc.), se poate alege ca parametru variabil temperatura de început a extrudării. Pe baza datelor obţinute din modelare pentru diferite temperaturi de început a extrudării şi în continuare prin simularea pe maşina de torsiune, se poate afla valoarea temperaturii care, în condiţiile de extrudare date, să ducă la structura dorită.

De menţionat că se pot modifica şi toţi parametrii simultan.

BIBLIOGRAFIE

[1] Radu, G., Teodosiu, C. Kovove materialy, 17, 443, 1979 (prospect IFTM).

[2] Chelu, Gh. *Cercetări cu privire la influenţa temperaturii, vitezei de deformaţie şi gradului de deformare, asupra rezistenţei la deformarea plastică pentru oţelurile inoxidabile feritice.* În: Metalurgia, România, nr. 6, 1990.

[4] Hughes, K. E., Sellars, C. M. În: Journal Iron and Steel Inst., S.U.A., 661, 1972, p. 210.

Prof. dr. ing. L. Sofroni
Institutul Politehnic Bucureşti
dr. ing. Fr. Schönberger C.U.G. Iaşi
dr. ing. C. Bratu şi dr. ing. Fl. Ştefănescu
Institutul Politehnic Bucureşti

CERCETĂRI PRIVIND TURNAREA ÎN FORME VIDATE A CILINDRILOR USCĂTORI PENTRU INDUSTRIA HÎRTIEI

CZ : 621.746.01 : 621.771.07

Cilindrii uscători sînt utilizaţi pentru uscarea benzilor de hîrtie, carton etc. la maşinile din fabricile de hîrtie.

Cilindrul uscător de hîrtie se compune dintr-o manta din fontă în formă de tambur cu diametrul de 1000 — 4000 mm şi lungimea de 1200 — 10 000 mm, care este închisă în ambele părţi cu capace din fontă, prevăzute cu fusuri şi orificii de introducere a aburului, evacuare a condensului şi intervenţie (fig. 1).

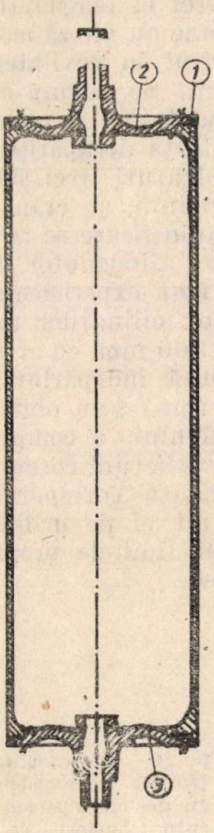


Fig. 1. Cilindrul uscător de hîrtie: *1* — mantaua; *2* — capacul I; *3* — capacul II

Cilindrii uscători sînt turnaţi din fontă Fc 250, cu duritatea de 210 — 230 *HB*, şi sînt supuşi, după prelucrare şi ansamblare unei probe hidraulice la 10 — 15 daN/cm². Pincipala funcţie a acestor cilindri este aceea de a transmite uniform căldura prin pereţi, pe la aburii introduşi în cavitatea cilindrilor a produsul celulozic, cuprins între cilindri. Aburul se introduce la presiunea de 8 daN/cm² şi temperatura de 400 °C. Viteza mare de lucru (500 — 600 rot/min şi viteze tangenţiale de pînă la 50 m/s), în condiţii de presiune şi temperatură ridicate, duce la apariţia de tensiuni interne, care pot determina deformarea cilindrilor. Grosimea mantalei cilindrilor uscători variază între 15 şi 40 mm, iar suprafaţa exterioară de lucru trebuie să fie fără defecte şi să aibă o rugozitate mică, în vederea obţinerii unor produse de hîrtie de calitate superioară. Se impune, de asemenea, ca variaţia proprietăţilor mecanice să fie redusă. Astfel, în ceea ce priveşte duritatea, pe circumferinţă şi generatoare, se admite o abatere de $\pm 5\%$.

Pentru obţinerea cilindrilor uscători pot fi folosite fonte cenuşii nealiate dar şi slab aliate cu Cr, Mo, Cu, în vederea obţinerii unei structuri perlitice fine, ceea ce asigură o tenacitate ridicată. Pe suprafaţa şi grosimea mantalei cilindrului nu se admit defecte de turnare (porozităţi, microretasuri, incluziuni nemetalice), deoarece acestea micşorează puternic conductivitatea termică şi calitatea suprafeţei prelucrate. Avînd în vedere caracteristicile fizico-mecanice şi structurale cerute, obţinerea cilindrilor uscători prin procedeul de turnare ridică probleme deosebite.

Turnarea mantalei cilindrului uscător în unele ţări se realizează într-o groapă de turnare înzidită cu cărămizi şi materiale refractare. Turnarea se face cu patru bazine cu dop sau un bazin inelar cu alimentare directă, în ploaie, şi viteze mari de turnare (peste 2t/s).

Tehnologia de turnare a mantalei cilindrului uscător în forme clasice obţinute cu modele şi cutii de miez, cu alimentare în ploaie, duce la obţinerea unor cilindri cu o grosime mai mare de perete decît cea necesară şi deci, la un consum mai ridicat de aliaj lichid şi la o manoperă mai mare pentru prelucrarea mecanică. În general, turnarea în ploaie a pieselor cu înălţime mare provoacă defecte specifice cum sînt: picăturile reci, incluziunile nemetalice, porozităţile şi eroziunile, care pot duce la rebutarea pieselor după prelucrare.

În scopul reducerii adaosurilor tehnologice şi de prelucrare, precum şi pentru îmbunătăţirea structurii şi compactităţii mantalei cilindrului, s-a cercetat şi experimentat o nouă tehnologie de turnare, în forme vidate combinate. Tehnologia prevede alimentarea indirectă, în sifon, a cavităţii formei.

În figura 2 este prezentat ansamblul de formare-turnare a mantalelor cilindrilor uscători, conform tehnologiei noi propuse.

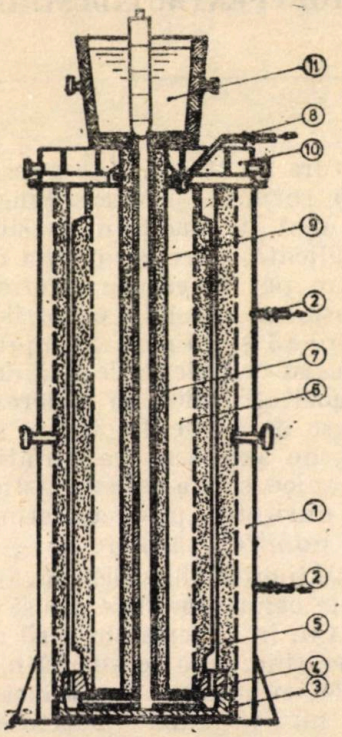


Fig. 2. Ansamblul de formare-turnare a mantalei cilindrilor uscători

Forma cuprinde o ramă cilindrică, cu pereți dubli *1*, prevăzută cu orificii astupate cu dopuri poroase și legată la pompa de vid prin intermediul dispozitivelor *2*. Distribuitorul cu canale *3* se așază la partea inferioară a ramei, peste care se pune un inel din fontă *4*, avînd 12 — 24 alimentatoare verticale. Forma se realizează cu ajutorul unui model demontabil fără conicitate), folosind amestec de formare *5* cu un conținut mic de liant, deoarece rigidizarea amestecului este asigurată de acțiunea vidului (depresiunii). După extragerea modelului, suprafața tehnologică a formei se vopsește sub acțiunea depresiunii, asigurîndu-se astfel etanșarea și o rezistență sporită a suprafeței active a formei.

Miezul se realizează pe o armătură tubulară *6* cu pereți dubli, prevăzută cu orificii obturate cu pastile poroase în exterior și conectată la instalația de vidare prin intermediul dispozitivului *8*, într-o cutie de miez, cu același tip de amestec și sub acțiunea depresiunii.

Piciorul rețelei de turnare *9* se realizează din tuburi ceramice și amestec de formare *7* în zona centrală a armăturii.

După vopsirea miezului, acesta se montează în cavitatea formei, iar peste ansamblul astfel format se așază rama superioară *10* și apoi bazinul de turnare *11*. Forma și miezul rămîn în legătură cu pompa de vid.

Turnarea fontei la temperatura de 1 280 — — 1 300 °C se face cu viteză mare (peste 2 t/s), aliajul pătrunzînd în cavitatea formei pe la partea inferioară. Se asigură astfel o umplere liniștită, fără vîrtejuri și turbulențe, ceea ce micșorează tendința de apariție a unor defecte de turnare (picături reci, sufluri, incluziuni nemetalice, eroziuni și crăpături). Dirijarea procesului de solidificare se realizează cu ajutorul răcitorului alimentator din fontă *4*.

Procedeul a fost experimentat pentru obținerea mantalelor cilindrilor uscători de hîrtie de Ø 1 500 × 4 300 mm, cu grosimea de perete de 40 mm. După îndepărtarea adaosului de prelucrare (22 mm) s-au obținut o suprafață netedă a cilindrului, o compactitate bună a peretelui și o structură corespunzătoare, precum și o duritate corespunzătoare atît pe circumferință, cît și pe înălțimea cilindrului, încadrîndu-se în limitele proprietăților fizico-mecanice impuse.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 6, 1990

Perspectivele dezvoltării producției de laminate, p. 1 — Producția și topirea aglomeratului cu conținut scăzut de oxid feros, p. 5 — Înălțimea stratului — factor de conducere a calității peletelor, p. 8 — Optimizarea compoziției încărcăturii la elaborarea fontei cu vanadiu, p. 12 — Controlul permanent al curentului de gaze la furnalul nr. 3 de la combinatul metalurgic Celeabinsk, p. 14 — Prelucrarea zgurilor de furnal și reducerea pierderilor nerecirculabile de fontă în condițiile combinatului Azovstal, p. 16 — Procedeu de elaborare a oțelului rezistent la coroziune în convertizor prin reducerea cu crom, p. 18 — Controlul decarburării la afinarea cu oxigen sub vid a oțelului rezistent la coroziune, p. 21 — Producția de oțel rezistent la coroziune cu utilizarea afinării cu oxigen sub vid fără suflarea cu gaz oxidant sub vid, p. 22 — Creșterea eficienței de utilizare a nichelului la elaborarea oțelului rezistent la coroziune, p. 25 — — Creșterea gradului de utilizare a cromului la elaborarea oțelului rezistent la coroziune cu utilizarea depunerilor anodice de cupru și aluminiu, p. 27 — Elaborarea oțelurilor rezistente la coroziune cu conținut reglabil de aluminiu solubil, p. 29 — Turnarea continuă a oțelului H18N10T cu vibrația prin ultrasunete a pereților cristalizorului, p. 32 — Creuzete turnate prin vibrație la elaborarea în cuptoare cu inducție a oțelurilor rezistente la coroziune și de construcție, p. 34 — Perspectiva utilizării tehnologiei de afinare electrică sub zgură la refolosirea deșeurilor de metal p. 36 — Particularitățile pregătirii electrozilor consumabili pentru retopirea cu doi electrozi sub vid, p. 37 — Influența tehnologiei de elaborare și a calității refractarelor asupra rezistenței căptușelii convertizoarelor, p. 38 — Îmbunătățirea calității oțelului St 2 kp pentru platbandă, p. 40 — Creșterea productivității și mecanizării muncii în oțelării, p. 41 — Funcționarea cuptoarelor electrice de reducere a minereurilor la elaborarea feroaliajelor cu depresiunea sub boltă, p. 44 — Îmbunătățirea condițiilor de elaborare a feromanganului cu conținut de carbon, p. 45 — — Laminarea profilului U nr. 20 pe laminorul 600 de la combinatul metalurgic Kommunarsk cu calibru universal de finisare, p. 47.

METALEXPORTIMPORT S. A.

Constituită în baza Hotărîrii Guvernului României din 17.07.1948, Metalexportimport a luat ființă sub forma unei societăți anonime de stat, prin fuzionarea a 11 societăți comerciale pe acțiuni existente în țară în acea vreme.
Prin Hotărîrea Guvernului României nr. 1200 din 12.XI.1990, Metalexportimport s-a transformat în Metalexportimport S.A.
Metalexportimport — una din primele societăți pentru comerțul exterior și totodată una dintre cele mai mari de acest gen din România — a avut un rol deosebit de important în asigurarea din import a economiei cu materii prime, semifabricate și produse finite după cel de al doilea război mondial.
De-a lungul anilor, activitatea societății comerciale Metalexportimport s-a amplificat și diversificat continuu, cuprinzînd o gamă largă și din ce în ce mai complexă de produse.

SOCOMEX S.A.R.L.

1968 — 1990

ASOCIAT ȘI PARTENER DE AFACERI DE O VIAȚĂ!

București — România
Str. Mendeleev, nr. 21—25
Tel.: 59.68.25

Linie internațională 620
Telex: 11515
Telefax: 507922

EXPORT

A. Laminate din oțel finite pline
- profiluri din oțel
- oțel beton
- tablă subțire
- tablă groasă
- sîrmă laminată

B. Produse trefilate din oțel
- sîrmă din oțel
- bare trase
- sîrmă ghimpată
- cuie
- electrozi de sudură
- cabluri din oțel
- lanțuri industriale

C. Produse tubulare din oțel
- țevi instalate sudate
- țevi petroliere laminate
- prăjini de foraj
- țevi de extracție
- țevi pentru construcții sudate

D. Produse din oțel zincate
- sîrmă zincată
- țevi zincate
- tablă zincată

E. Produse neferoase
- blocuri aluminiu
- laminate aluminiu

IMPORT

A. Materii prime
- feromolibden
- feromangan
- ferosiliciu
- ferovanadiu
- ferocrom
- ferosilicomangan
- nichel
- cobalt
- magneziu
- mercur

B. Materiale de bază
- profiluri grele
- profiluri mijlocii și ușoare
- fontă
- tablă din oțel
- țevi oțel
- laminate
- sîrmă oțel
- benzi oțel
- platină
- zinc
- plumb
- cupru rafinat

Livrare promptă, la cerere!

E 3280

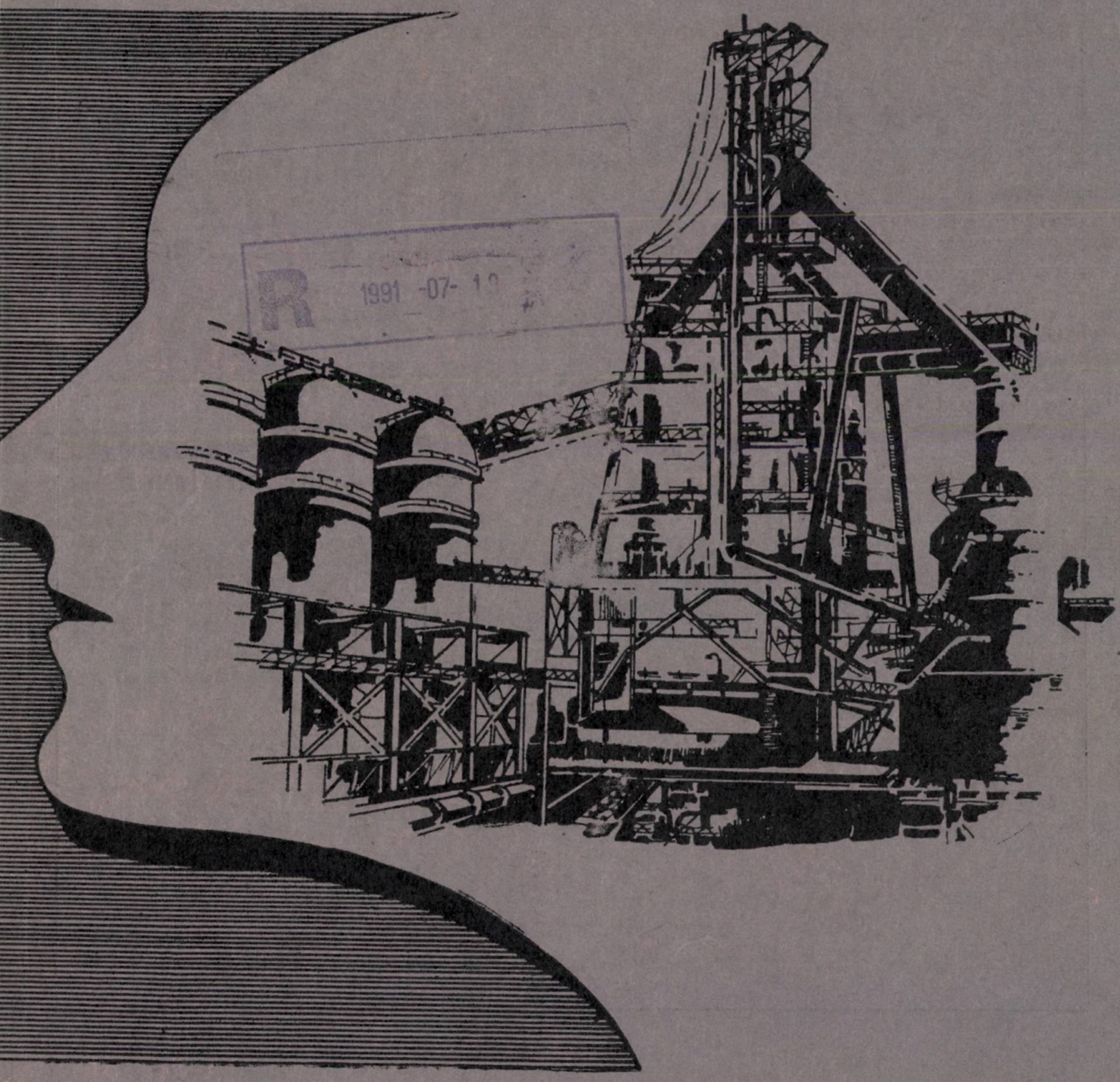
METALURGIA

404

Sidex GALAŢI

NR. 4

METALURGIA — BUCUREŞTI
ANUL XLIII APRILIE 1991



R 1991 -07- 1

SIDEX

MANUFACTURES AND EXPORTS FOR YOU:

Hot Rolled Flat Products

- Ordinary steel strips and plates for constructions
- Fine grained steel strips and plates for welded constructions
- Atmospheric corrosion resistant steel strips and plates
- Shipbuilding steel plates
- High quality carbon steel strips and plates for machine building
- Steel plates for boilers and pressure vessels
- Steel strips and plates for cold bending and deep drawing
- Steel strips and plates for side bars and other parts with small bending radius
- Steel plates for mining equipment
- Stainless steel strips and plates and refractory steel for nuclear and aeronautical industry
- Steel strips and plates for automobile rims

Steel Semi-products

- Continuous cast or rolled slabs
- Continuous cast blooms
- Rolled billets

Coke-chemical products
Blast furnace coke

- Ferro-alloys coke
- Fine coke
- Coal tar
- Coke-chemical ammonia sulphate
- Concentrated ammonia water
- Technical ammonia
- Aromatic fraction
- Coke plant technic sulphur
- Pit coal tar
- Pit coal creosote for carbon black
- Coke-chemical absorption oil
- Phenolic fraction
- Crude anthracene
- Naphthalene
- Technical ferric sulphate
- Bitum

Cold Rolled Sheets

- Thin steel strips and sheets for cold formed shapes and welded pipes
- Sheets and strips for deep drawing
- Steel sheets and strips for car industry
- Hot continuous galvanized steel strips and sheets

Other Products

- Liquid and gas oxygen
- Liquid and gas nitrogen
- Liquid and gas argon
- Granulated blast-furnace slag
- Non-iron slag

FOR YOU!

SIDEX of Galatzi, the best partner for you to obtain a good product at a good price.
Prompt delivery, at request!

1991 SEP 0 3

SIDEX

IRON AND STEEL COMPLEX OF GALATZ

Located on the bank of the Danube, equipped with a great ore carrier harbour SIDEX of Galatz has been designed with modern integrated technological flow and specific auxiliary plants (energetics, spare parts manufacturing, maintenance) in order to obtain the production autonomy – SIDEX of Galatz exports their products in 39 countries.

Equipped with up to date production plants, it is manufacturing a large range of products, with high technical level, competitive all over the world.

At present, SIDEX of Galatz delivers heavy plates, cold rolled sheets and strips of about 400 steel grades, according to the foreign and Romanian Standards approved by the International Naval Registers.

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI * ROMANIA *
SIDEX

GALAȚI
STR. SIDERURGIȘTILOR, NR. 1
COD 6200
TEL.: 934/30 004; 31 900
TELEX: 51.257; 51.312

COKE – CHEMICAL PLANT

It consists of:
— eight coking batteries with a capacity of 4,0 mil. t/year;
— two chemical sections for by-products.

The plant is equipped with modern units for coal grinding and dosage and for dry cooling using a large range of coals to produce high mechanical resistance coke.

Coke tars and coke gas are treated into the chemical section obtaining the following by-products: ammonia sulphate, benzene, ammonia sulphur, naphtalene, antracene, technical oils, tar a.s.o.

SINTERPLANT AND BLAST FURNACES

It consists of:
— raw materials store with auxilliary equipment for material sorting, homogenization, transport and piling, with a capacity of 3,8 mil. t;
— three ore plants with a total capacity of 12,6 mil. t/year;
— six blast furnaces as follows: four with inner volume of 1700 m^3 each of them, one with inner volume of 2700 m^3 and one of 3500 m^3/inner volume; the total capacity is 8,6 mil. t pig iron/year;
— auxiliary equipments for the following operations: pig iron bend casting, desulphurization in open laddles, slag wet graining and metallurgical waste storage. The plant produces pig iron for steelmaking.

STEELMAKING SHOPS AND BRICK REFRACTORY

It consists of:
— three steel plants with LD coverters with a capacity of 9–10 mil. t steel/year; two of them delivers liquid steel for continuous casting machines, too;
— two continuous casting systems with 10 continuous casting machines with a capacity of 2,7 mil. t slabs/year and 2,5 mil. t blooms/year;
— one electrical steel plant with a capacity of 175000 t/year;
— auxiliary plant for: metallurgical lime, blocks and dolomitic bricks and antishrinkage products. These plants delivers ingots, slabs and continuous cast blooms.

ROLLING MILLS PLANT

It consists of:
— Slebing mill with a capacity of 3,0 mil. t/year;
— semi-products mill with a capacity of 2,5 mil. t/year;
— hot plate mill with a capacity of 3,0 mil. t/year;
— two heavy plate rolling mills with a capacity of 1,2 and 1,5 mil. t/year;
— two cold sheet rolling mills with a capacity of 0,9 and 0,6 mil. t/year;
— one continuous electroplated system with a capacity of 100 000 t/year.

The plant produces a large range of products such as plates, hot and cold sheets, continuous galvanized strips and plates from about 40 steel grades.

AUXILIARY PLANTS

Spare Part and Repairing Plant is the main spare part supplier for all works. It consists of pig iron foundries, forge sections, welded units, mechanical processings, tool maker's shop and repairing shop.

POWER GENERATION AND DISTRIBUTION PLANT

It is the main electrical power, combustible gas, oxygen and nitrogen supplier for SIDEX of Galatz. It consists of: deep joining power stations, water utilization systems, oxygen plants, compressed-air plants, pit gas regulation stations, maintenance and repairing work shops.

Service and Transport System provides internal transport, maintenance and repairing of the railroad stock. It coordinates seven railway stations with a traffic of about 1700 trucks/day.

Furnace Repairing Plant carries out various repairing works at coke ovens, sintering machines, air preheater, converters, heat treatment and reheating furnaces, constructions and roads repairing.

RESEARCH – DEVELOPMENT

Central Laboratory is equipped with up to date devices for production control by means of the chemical analyses and metallographical, spectral, toxicological, physical and mechanical tests.

Research and Design Institute for Plates and Metallic Coatings elaborates studies, research works and tehnological, engineering and manufacturing technology projects for plate, and anticorrosion protection coatings, projects for equipments, installations and ferrous metallurgy constructions, as well as documentation for capital and current repairs.

A life of experience on the steel market and many friends in the steel business!

COMBINATUL SIDERURGIC GALAŢI — SIDEX

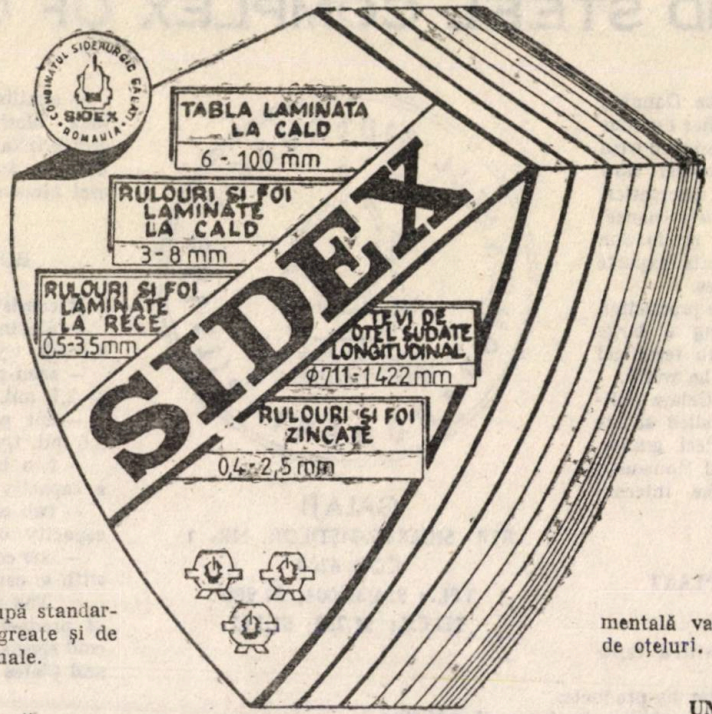
GALAŢI, STR. SIDERURGIŞTILOR NR. 1, COD 6200 • TEL.: 934/30004; 31900 • TELEX: 51.257; 51.312

Amplasat lîngă Dunăre şi dotat cu un mare port mineralier, acest complex de uzine siderurgice pentru producerea oţelului a fost conceput cu flux tehnologic integrat, la nivelul tehnicii de vîrf, şi unităţi auxiliare specifice (energetice, fabricaţie de piese de schimb, întreţinere) pentru autonomie de producţie.

Combinatul Siderurgic Galaţi exportă produsele sale în 39 de ţări.

Dotat cu unităţi de producţie moderne, realizează o gamă largă de produse, de înalt nivel tehnic şi calitativ, competitive pe plan mondial.

În prezent, Combinatul Siderurgic Galaţi produce tablă groasă, benzi şi table laminate la rece din peste 400 de mărci de oţeluri, după standardele româneşti şi străine, agreate şi de registrele navale internaţionale.



UZINA COSOCHIMICĂ

Are în componenţă:

— opt baterii de cocsificare cu o capacitate de 4,0 mil. t/an;

— două secţii chimice pentru subproduse.

Uzina are în dotare instalaţii moderne pentru măcinarea şi dozarea cărbunilor şi stingerea uscată a cocsului, utilizînd o gamă largă de cărbuni din care produce cocs cu înaltă rezistenţă mecanică.

Gudroanele şi gazul de cocs sînt prelucrate în secţia chimică rezultînd următoarele subproduse: sulfat de amoniu, benzen, amoniac, sulf, naftalină, antracen, uleiuri tehnice, smoală etc.

UZINA AGLOMERARE-FURNALE

Are în componenţă:

— depozitul de materii prime cu instalaţiile aferente necesare sortării, omogenizării, transportului şi stivuirii materialelor, cu o capacitate de 3,8 mil.t;

— trei fabrici de aglomerare a minereului cu o capacitate totală de 12,6 mil. t/an;

— şase furnale din care: patru cu volum de 1700 m³ fiecare; unul cu volum de 2700 m³ şi cel de-al şaselea de 3500 m³; capacitatea totală a furnalelor este de 8,6 mil. t fontă/an;

— instalaţii auxiliare pentru: turnarea fontei pe bandă, desulfurarea fontei în oale deschise, granularea umedă a zgurii şi depozitarea deşeurilor siderurgice.

Uzina produce fontă de primă fuziune pentru prelucrare în oţelării.

UZINA OŢELURI-REFRACTARE

Are în componenţă:

— trei oţelării LD cu o capacitate de 9—10 mil. t oţel/an, din care două oţelării furnizează şi oţel lichid pentru instalaţiile de turnare continuă;

— două instalaţii de turnare continuă cu zece maşini de turnare, cu o capacitate de 2,7 mil. t/an sleburi şi 2,5 mil. t/an blumuri;

— o oţelărie electrică cu o capacitate de 175 mii t/an;

— fabrici auxiliare pentru: var metalurgic, blocuri şi cărămizi dolomitice şi produse antiretasură.

Uzina furnizează lingouri, sleburi şi blumuri turnate continuu pentru laminare.

UZINA LAMINOARE

Are în componenţă:

— laminorul SLEBING cu capacitate de 3,0 mil. t/an;

— laminorul de semifabricate cu capacitatea de 2,5 mil. t/an;

— laminorul de benzi la cald cu capacitatea de 3,0 mil. t/an;

— două laminoare de tablă groasă cu capacitatea de 1,2 şi 1,5 mil. t/an;

— două laminoare de benzi la rece cu capacitatea de 0,9 şi 0,6 mil. t/an;

— o instalaţie de zincare continuă cu o capacitate de 100 mii t/an.

Se produc table, benzi laminate la cald şi la rece, table şi benzi zincate continuu, într-o gamă sortimentală variată din peste 400 mărci de oţeluri.

UNITĂŢI AUXILIARE

UZINA DE PIESE DE SCHIMB ŞI REPARAŢII SIDERURGICE este principalul furnizor de piese de schimb pentru uzinele combinatului. Are în componenţă turnătorii de oţel şi fontă, secţii de forjă, ansambluri sudate, prelucrări mecanice, sculărie şi reparaţii.

UZINA DE PRODUCERE ŞI DISTRIBUIRE A ENERGIEI ÎN SIDERURGIE este principalul furnizor de energie electrică, gaze combustibile, oxigen şi azot necesare Combinatului Siderurgic Galaţi.

Are în componenţă: staţii electrice de racord adînc; gospodării de apă; fabrici de oxien, centrale de aer comprimat; staţii de reglare a gazului metan; ateliere speciale de reparaţii şi întreţinere pe ramuri.

UZINA PENTRU EXPLOATARE-TRANSPORTURI UZINALE asigură transportul tehnologic intern, întreţinerea şi repararea materialului rulant. Coordonează şapte staţii de cale ferată cu un trafic de cca 1700 vagoane/zi.

UZINA PENTRU REPARAŢII CUPTOARE SIDERURGICE efectuează lucrări complexe de reparaţii la baterii de cocsificare, maşini de aglomerare, caupere, convertizoare cuptoare de reîncălzire şi tratament termic, reparaţii la construcţii şi drumuri.

CERCETARE-DEZVOLTARE: LABORATORUL CENTRAL este dotat cu aparatură modernă la nivel mondial şi execută controlul de calitate al producţiei prin analize chimice şi încercări metalografice, spectrale, toxicologice, fizico-mecanice etc.

ICPPAM — INSTITUTUL DE CERCETARE ŞI PROIECTARE DE FABRICAŢIE PENTRU PRODUSE PLATE ŞI ACOPERIRI METALICE

Elaborează studii, cercetări şi proiecte de inginerie tehnologică şi tehnologii de fabricaţie pentru produse plate şi acoperiri de protecţie anticorosivă.

Elaborează proiecte pentru utilaje, instalaţii şi construcţii siderurgice, precum şi documentaţii pentru reparaţii capitale şi curente.

METALURGIA 4

ORGAN AL DEPARTAMENTULUI INDUSTRIEI METALURGICE 1991

CUPRINS

Rizescu, C.: **Probleme ale retehnologizării industriei siderurgice din România** . . 9

Chifu, Gh.: **Minioţelăriile electrice — o cale rapidă şi eficientă de modernizare a metalurgiei** 15

Semenescu, A. şi Pivniceru, R.: **Contribuţii IPROMET la proiectarea agregatelor de calcinare a cocsului cu structură orientată** 21

Chelu, Gh. şi Dumitrescu, A.T.: **Determinarea forţei extrudării la cald a ţevilor** 25

Popescu, V. şi Drăghici, S.: **Contribuţii cu privire la clarificarea stării de tensiune care se creează în timpul refulării** 30

Predescu, C., Mihăilescu, C., Dina, Vasilica, Nicolae, Maria şi Nicolae, A.: **Unele experimentări privind importanţa proprietăţilor fizice ale apei în procesele de uscare, realizate în metalurgie** 35

Săbău, Teodora: **Metode de investigare a interacţiunii dintre aliajul turnat şi forma de turnare** 37

COLEGIUL DE REDACŢIE:

ALEXANDRU GEORGESCU, EMIL IONESCU, CONSTANTIN GEORGESCU, RADU GELU, ION PRISECARU, PETRE NEDELESCU, ALEXANDRU FLOREA, FLOREA OPREA, VIOREL MUNTEANU, BUJOR ROŞCA, ION SUCIU, LAURENŢIE SOFRONI, EMIL FLORIAN, CONSTANTIN DUMITRESCU, SILVIU SAMOILESCU, ION CHIOSE, RADU HANGA, DAN APOSTOLESCU, VICTOR SCORŢEANU, PETRE BOTORAN, SANDU EUGEN, GHEORGHE LEPĂDATU, OVIDIU GRĂMADĂ, CORNEL VASILE, ION IACOBESCU, OLEG GUIDEA, ARMAND VASILESCU, GHEORGHE TERHEŞ, SEVER MILANCOVICI.

REFERENŢII DE SPECIALITATE:

Ing. C. SÎRBU; dr. ing. C. RIZESCU; ing. S. DIMITRIU; ing. M. NEGULICI; dr. ing. G. PÎRVU; ing. C. SCORŢEA şi dr. ing. I. RIPOŞAN

Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136-137, telex: 11226, Bucureşti, str. 30 Decembrie, nr. 2.

Şef O.I.D.: ing. Brândușa Florentina Scorţea

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor: ELENA PÂRVU

Revista METALURGIA, organ al Departamentului Industriei Metalurgice — Redacţia şi administraţia: Bucureşti, str. Mendeleev 21—25, sectorul 1, telefon 59.49.90. Revista este editată de ICEM—O.I.D. Instituţiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30 15 20 20 B.C.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 600 anual. Costul unui exemplar: lei 50. Tiparul I. P. Universul, str. Brezoianu, nr. 23-25 Bucureşti

„UNIVERSUL" — c. 2485

CONTENTS

DC : 669.1

Rizescu, C: **Revamping of the Iron and Steel Industry in Romania**

The paper analyses the main problems of the steel industry revamping in Romania.

Starting from the real stage of the Romanian steel industry and from the performances reached all over the world, the author suggests the following directions of the modernization: reduction of the energy and fuel consumption, reduction of the environmental pollution, increase of the product quality.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4, p. 9—14

DC : 669.1

Chifu, Gh: **Electric Steel Miniworks – a Fast and Efficient Way for Iron and Steel Revamping**

The article presents some suggestions for the iron and steel revamping, the technical and economical advantages of the electric steel works using the continous casting and compares the specific fuel consumption of the main steel making processes.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4, p. 15—20

DC : 665.521.9

Semenescu, A. and Pivniceru R.: **Ipromet Contributions to Designing the Calcination Devices Used for Oriented Structure Coke**

The paper presents a furnace patented by the above mentioned authors used for the oil coke calcination, the technical problems occured as well as how to solve them.

Metalurgia 43 (1991), nr- 4, p. 21—24

DC: 621777: 621.774

Chelu, Gh. and Dumitrescu, A.T.: **Determination of the force necesary for hot pipe extension**

The paper presents the results of the experimental reseaches on the determination of the hot extrusion force of ferritic stainless steels. The extrusion force was calculated on the basis of force balance, taking into account the fact that the force developed by the facility is equal to the consumed forces for: steel plastic deformation, to overcome the friction between the semifinished product and the container and to overcome the fraction between the material and the mould.

To this effect a mathematical model was developed taking into account the evolution of the technological parameters in the deformation center such as: temperature, deformation speed, deformation degree and the equation of 8TiCrl70 steel which was experimentally determined.

Metalurgia 43 (1991), nr, 4, p. 26—29

DC : 621.735.32

Popescu, V. and Drăghici, S.: **Contributions to the determination of the strain state created during upsetting**

The authors present the results concerning the strain state created during upsetting.

Starting from the researches carried out in laboratory, at industrial scale and from the obtained results it has been stated that during the upsetting, plastic deformation in the central region of the semiproduct, the strain state is S_3. S_3 strain state means a state having two stretcher strains and a compression one.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4, p. 30—34

DC : 669.628.1

Predescu, C., Mihăilescu, C., Dina, Vasilica, Nicolae,-Maria, Nicolae, A.: **Some experiments concerning the water p hysical properties importance in the drying processes used in metallurgy**

By analysing the experiments carried out it has been concluded that the existence of chemical additions of NH_4Cl, NH_4NO_3 etc. in blendings based on solid inorganic binders increase the drying period, being not recommendable from economical point of view.

The favourable results obtained by some authors with such substances used in mixtures with liquid organic binders are explained by their influence on the binders and not by the water physical properties.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4, p. 35—36

DC : 669.018.28

Săbău, Teodora: **Investigation methods on studing interaction between cast alloy mould**

The author presents the investigation methods on studing interaction between cast alloy and mould as well as the adherence appearance mechanism.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4, p. 37—40

INHALT

DK : 669.1

Rizescu, C.: **Probleme betreffs der Modernisierung der rumänischen Eisenhüttenindustrie**

Die vorliegende Arbeit analysiert die wichtigsten Probleme der Modernisierung der rumänischen Eisenhüttenindustrie. Ausgehend vom gegenwärtigen Stand der rumänischen Eisenhüttenindustrie und der weltweit erzielten Ausführungen werden die folgenden Modernisierungsmassnahmen genommen: Verminderung des Energie – und Brennstoffverbrauchs; Verminderung der Luftverschmutzung; Erhöhung der Konstanz der Produktionsqualität.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4 p. 9—13

DK : 669.1.

Chifu, Gh.: **Elektrische Ministahlwerke – ein schneller und wirksamer Modernisierungssystem für die Metallurgie**

In der Arbeit werden einige Lösungen für die Modernisierung der Metallurgie, die technisch-wirtschaftlichen Vorteile der elektrischen Ministahlwerke mit Stranggiessen, sowie eine Vergleichsrechnung des integrierten Brennstoffverbrauchs, mit den betreffenden Stahlherstellungsverfahren dargestellt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4, p. 15—20

DK : 665.521.9

Semenescu, A. und Pivniceru, R.: **IPROMET – Beiträge bei der Projektierung einiger Abglühaggregate des Kokses mit orientierter Struktur**

Im Artikel wird der weltweit erzielte Stand des Abglühens des Petrolkokses sowie die Herstellung eines von den Autoren patentierten Ofentyp angeführt.

Es werden die verfahrenstechnischen Probleme die bei der Betriebssetzung eines Drehherdofens vorkommen, dargestellt.

Nach der Erläuterung der Betriebsschwierigkeiten, wird deren Lösungsweise dargestellt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4, p. 21—24

DK: 621.177: 621.774

Chelu, Gh. und Dumitrescu, A.T.: **Bestimmung der für das Warmstrangpressen der Rohre notwendigen Kraft**

In der Arbeit werden die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen, angesichts der Festsetzung einer Kraft für das Warmstrangpressen der ferritischen rostfreien Stähle dargestellt. Die Strangpresskraft wurde anhand der Bilanz der Kräfte ausgerechnet. Dafür wurde ein mathematisches Modell für die Entwicklung der technologischen Parametern im Bereich der Formänderung, wie z. B. Temperatur, Formänderungsgeschwindigkeit, Formänderungsgrad, sowie der experimentell bestimmte konstituierende Bruch des 8TiCr 170-Stahls, konzipiert.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4, p. 25—29

DK : 621.735.32

Popescu, V. und Drăghici, S.: **Beiträge zur Klarmachung des Spannungszustands das während des Anstauchens hervorgerufen wird**

Anhand der unter Labor-und Werksbedingungen durchgeführten Erforschungen und der erzielten Ergebnisse wurde festgesetzt, dass die Spannung im Falle der Anstauchverformung, in der Zentralzone des Halberzeugnisses, S_3 ist. Unter den Spannungszustand S_3 wird konventionell der Spannungszustand mit zwei Zugspannungen und einer Kompressionsspannung verstanden.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4, p. 30—34

DK : 669 : 628.1

Predescu, C., Mihăilescu, C., Dina, Vasilica, Nicolae, Maria und Nicolae, A.: **Einige Erforschungen angesichts der Bedeutung der physikalischen Eigenschaften des Wassers aus den metallurgischen Trockenprozesse**

Die Analyse der durchgeführten Erforschungen führt zur Schlussfolgerung, dass die Gegenwart der chemischen Zusätze (NH_4Cl, NH_4NO_3 u.s.w.), in Präparaten auf Basis von festen anorganischen Bindemitteln eine Erhöhung der Trokknungsdauer bestimmt, was sehr wirtschaftlich ist.

Die güngstigen Ergebnisse im Bereich der Werkstoffe aus Gemischen von flüssigen organischen Bindemitteln erklären sich durch deren Einfluss auf die Wirkungsweise der Bindemitteln und nicht durch die physikalischen Eigeschaften des Wassers.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4, p. 35—36

DK : 669.018.28

Săbău, Teodora: **Erforschungsmethoden der Interaktionen zwischen der Gusslegierung und der Gussform**

In der vorliegenden Arbeit werden die Erforschungsmethoden der Interaktion Gusslegierung—Gussform, sowie einige Bestimmungen betreffs des Mechanismus des Auftretens der Haftungen dargestellt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4, p. 37—40

SOMMAIRE

CD : 669.1

Rizescu, C : **La modérnisation de l'industrie sidérurgique en Roumanie**

L'article analyse les principaux problèmes de la modérnisation de l'industrie sidérurgique de Roumanie. À partir du stade actuel de l'industrie sidérurgique roumaine et des performances obtinues à l'echelle mondiale, on envisage comme principales derections de la modernisation la réduction des consommations de combustibles et d'énergie, la réduction des sources de pollution,l 'augmentation de la qualité des produits

Metalurgia 43 (1991), nr. 4, p. 9—14

CB : 669.1

Chifu, Gh. : **Les mini-aciéries électriques — une voie rapide et efficace de modernisation de la métallurgie**

L'article présente quelques solutions de modernisation de la métallurgie, les avantages techniques et économiques des aciéries électriques à coulée continue de même que le calcul comparatif de la consommation de combustible par processus d'élaboration de l'acier.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4, p. 15—20

CD : 665.521.9

Semenescu, A. et Pivniceru, R. : **Contributions d'IPROMET à la projection des aggrégats pour la calcination du coke à structure orientée**

En mentionnant les technologies utilisées à l'échelle mondiale pour la calcination du coke, l'article présente un nouveau type de four bréveté par les auteurs.

On présente les difficultés technologiques survenues à la mise en fonction d'un four à sole tournante de même que les mode de les solutionner.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4, p. 21—24

CD : 621777 : 621.774

Chelu, Gh. et Dumitrescu, A. T. : **La détermination de la force nécessaire à l'extrusion à chaud des tubes**

Les auteurs présentent les resultats des recherches expérimentales concernant la détermination de la force d'extrusion à chaud des aciers inoxydables ferritiques. La force d'extrusion a été calculée à partir du bilan des forces, tout en considérant que la force développée par l'outillage est égale avec les forces consummées pour la déformation plastique de l'acier, pour surpasser le frottement du demi-produit avec le container et le frottement du matériel avec la matrice.

Dans ce but, on a conçu un modèle mathématique qui tient compte de l'évolution des paramètres technologiques dans le foyer de déformation, à savoir : la température, la vitesse de déformation, le degré de déformation, l'équation constitutive de l'acier 8TiCr 170 déterminée par voie expérimentale.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4, 25—29

CD : 621.735.32

Popescu, V. et Drăghici, S. : **Contributions à la détermination de l'état de tension créé au cours du réfoulement**

Les auteurs présentent les résultats des recherches expérimentales concernant l'état de tension créé au cours du réfoulement. À partir des recherches effectuées en laboratoir et à l'echelle industrielle et à base des résultats obtenus, on a constaté que dans le cas de la déformation plastique par réfoulement, dans la zone centrale du semifini, l'état de tension est S3. L'état de tension S3 représente l'état à deux tensions d'étirage et une tension de compression.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4 p. 30—34

CD : 669 : 628.1

Predescu, C., Mihăilescu, C., Dina, Vasilica, Nicolae, Maria et Nicolae, A. : **L'importance des propriétés physiques de l'eau dans les processus de séchage en métallurgie**

À partir des expériemnts effectués on a tiré la conclusion que la présence des additions chimiques (NH_4Cl, NH_4NO_3etc.) dans les mélanges à base de liants anorganiques solides détermine une augmentation de la durée de séchage ; pour cette raison elles ne sont pas indiqués du point de vue économique.

Les bons résultats obtenus par certains auteurs qui ont utilisé des substances pareilles dans les mélanges aux liants organiques liquides sont expliqués par leur influence sur les liants et non par les propriétés physiques de l'eau.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4 p. 35—36

CD : 669.018.28

Săbău, Teodora : **Méthodes d'analyse de l'interaction entre l'alliage moulé et la moule**

L'auteur présente les méthodes d'analyse de l'interaction alliage moulé-moule et le méchanisme d'apparition des adhérences.

Metalurgia 43 (1991), nr. 4 p. 37—40

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.1

Ризеску, К.: **Вопросы перетехнологичности черной металлургии Румынии**

Работа анализирует основные вопросы модернизации черной металлургии Румынии. Исходя от современной стадии румынской черной металлургии и достигнутых достижений на мировом уровне считается, что должны основываться на: снижении расходов энергии и топлива; уменьшении источников загрязнения окружающей среды; повышении постоянства качества продукции. (Для этих направлений настоящая работа представляет основные меры признанные как показательными при получении эффективных результатов.

Metalurgia, 43 (1991), nr. 1, p. 9—14

ДК: 669.1

Кицу, Г.: **Миниэлектросталеплавильные заводы — быстрый и эффективный путь модернизации металлурги**

Работа представляет некоторые решения модернизации металлургии, технико-экономические преимущества электросталеплавильных заводов с непрерывной разливкой, а также и сравнительный расчет расхода топлива на основные способы выплавки стали.

Metalurgia, 43 (1991), nr. 1, p. 15—20

ДК: 665.531.9

Семенеску, А. и Пивничеру, Р.: **Вклады ИПРОМЕТ в проектировании агрегатов для обжига кокса с ориентированной структурой**

Статья представляет достигнутый этап на мировом уровне по вопросу обжига нефтяного кокса, а также и реализование типа печи, питентованной авторами.

Представлены технические вопросы установленные при вводе в действие печи с вращающим подом.

После теоретического представления поводов, ведущие к эксплуатационым затруднениям, представлен способ их решения.

Metalurgia 43 (1991), nr. 1, p. 21—24

ДК: 621.777: 621.774

Келу, Г. и Думитреску, А. Т.: **Определение необходимой силы горячей экструзии труб**

В работе представлены результаты экспериментальных исследований по определению силы горячей экструзии нержавеющих ферритных сталей. Сила экструдирования расчитана на основе баланса сил, принимая во внимание, что развитая сила оборудования равна расходуемым мощностям для: пластической деформации стали, преодоления трения заготовки с контейнером, преодоления трения материала штампом.

Для этого составлена математическая модель, принимающая во внимание эволюцию технологических параметров в очаге деформации как: температура, скорость деформации, степень деформации, составляющее уравнение стали 8TiCr170, экспериментально определенное.

Metalurgia, 43 (1991) nr. 1, p. 25—29

ДК: 621.735.32

Попеску, В. и Дрегичь, С.: **Соображения по разъяснению напряженного состояния при осадке**

В работе представлены результаты экспериментальных исследований по напряженному состоянию при осадке.

На основе проведенных исследований, в лабораторных и заводских условиях и полученных результатов было установлено, что при пластической деформации высадкой в центральной зоне заготовки есть напряженное состояние S_3. Условно под напряженным состоянием S_3 понимается напряженное состояние с двумя напряжениями на растяжение и с одним напряжением при сжатии.

Metalurgia, 43 (1991) nr. 1, p. 30—34

ДК: 669.628.1

Предеску, К., Михэилеску, К., Дина, Василика, Николае, Мария и Николае, А.: **Испытания относительно значения физических свойств воды в процессах сушки, осуществляемые в металлургии**

Анализ проведенных испытаний привели к выводу, что присутствие химических добавок (NH_4Cl, NH_4NO_3 и т.д.) в смесях, изготовленных на основе твердых неорганических вяжущих материалов определяет увеличение продолжительности сушки, экономически нерекомендуемые.

Благопвнятные вевулбтаты полученные некоторвыми авторами используя эти вещества в смесях с жидкими органическими вяжущиии материадами обьясняется влиянием этих на способ как действуютс вяжущие материалы и не физическими свойствами воды.

Metalurgia, 43 (1991), nr. 1, p. 35—36

ДК: 669.018.28

Сабэу, Теодора: **Методы изыскания взаимодействия между литым сплавом и литейной формой.**

В работе представлены методы исследования взаимодействия литый сплав-литейная форма и делаются некоторые уточнения относительно механизма появления сцеплений.

Metalurgia, 43 (1991), nr. 1, p. 37—40

metalexportimport

BUCHAREST – ROMANIA ○ 21 – 25, D.I. MENDELEEV ST. ○ TEL.: 59.68.25. ○ TELEX: 11515 metal r

FLAT PRODUCTS

• hot rolled steel plates ; cold rolled steel sheet ; galvanized steel sheets ; cold rolled non-oriented grain silicon steel strip

HOT ROLLED STEEL PROFILES

• channels UNP ; joists INP ; equal angles ; unequal angles ; flat bars ; square bars ; round bars ; alloyed and high speed tool steel ; hot rolled round ball-bearing steel

STEEL WIRE AND WIRE PRODUCTS

• nail wire ; welding electrodes wire ; galvanized barbed wire type JOWA ; bright steel wire for prestressed concrete (PC wire) ; brass plated steel cord for tyres ; welding electrodes ; bronze plated steel wire ; stud link anchor chain cable ; steel wire ropes bright or galvanized ; round wire nails ; soft galvanized steel wire ; stress relieved steel wire strands

Make Us Your Partner for Success!

METALEXPORTIMPORT S.A. ROMANIA

...for Success!

...for Success!

REINFORCING STEEL AND WIRE ROD
SEAMLESS AND WELDED TUBES

• seamless steel pipes ; seamless steel plain end line pipe ; seamless steel casing ; ERW pipes ; o ngitudinally ERW pipes ; cold formed profiles ; cold formed profiles from hot rolled steel strip
l

ALUMINIUM INGOTS AND ALUMINIUM PRODUCTS

• sheets ; foils ; square ; round ; hexagonal bars, tubes, extruded profiles

Dr. ing. C. Rizescu

PROBLEME ALE RETEHNOLOGIZĂRII INDUSTRIEI SIDERURGICE DIN ROMÂNIA *)

CZ : 669.1

Este actuală retehnologizarea industriei noastre siderurgice? La nivelul existent al fondurilor fixe din această ramură industrială orice analiză economico-socială de fond va duce la un răspuns pozitiv. Evident că problema trebuie analizată în contextul larg al cererii, respectiv al producţiei de oţel, estimată spre a fi realizată şi, în mod deosebit, al structurii acesteia, cu obiectiv ca în cadrul deschiderii pe piaţa mondială a oţelului, să fie stabilite produsele siderurgice şi fluxurile de fabricaţie optime, prin care laminatele stabilite urmează să se realizeze.

În acest cadru general, sînt de reţinut [1] şi următoarele aspecte :

— industria siderurgică modernă face parte din industriile eficiente care, atunci cînd este bine organizată, aduce un nivel ridicat al beneficiului;
— după „şocurile " energetice din anii „70", în ţările avansate economic, industria siderurgică intră într-un program intens de retehnologizare pentru modernizarea echipamentelor şi a tehnologiilor, astfel încît să facă faţă concurenţei tot mai dure de pe piaţa mondială a oţelului, acţiune care continuă şi în prezent. Ilustrative în această direcţie sînt datele prezentate în tabelul 1, referitoare la investiţiile specifice (în preţuri 1980), realizate de principalii producători mondiali de oţel.

Tabelul 1

Investiţiile specifice U.S. $/t pentru siderurgie

Perioada	Japonia, $	Comunitatea Europeană, $	S.U.A, $
1973—1976	70	60	25
1977—1980	39	30	26
1981—1984	47	30	25
1985—1988	35	31	25

Obs. Din Comunitatea Europeană sînt luate în considerare nouă ţări în afară de Spania, Portugalia şi Grecia.

Retehnologizarea industriei siderurgice româneşti trebuie să abordeze în principal aspecte ale reducerii consumului de energie şi combustibil, ale îmbunătăţirii protecţiei mediului înconjurător, ale creşterii constanţei calităţii producţiei, în paralel cu modernizarea sectoarelor de ajustaj, şi ale expedierii la beneficiari a produselor siderurgice.

Problemele energetice ale siderurgiei

Producţia siderurgică este caracterizată printr-o legătură strînsă între tehnologie şi energetică, combustibilul prin caracteristicile sale fizico-chimice intervenind direct în procesele siderurgice şi influenţînd nivelul tehnic şi economic al producţiei obţinute. Tipurile de combustibil utilizate de siderurgie sînt determinate de progresul tehnic realizat, de modificările survenite în industria energetică şi de preţul de cost al combustibilului considerat. Consumul specific de energie este privit ca un indicator sintetic al gradului de dotare al siderurgiei, al nivelului tehnologic de rezolvare a problemelor tehnice şi, nu în ultimul rînd, a complexelor probleme de asigurare materială şi de organizare

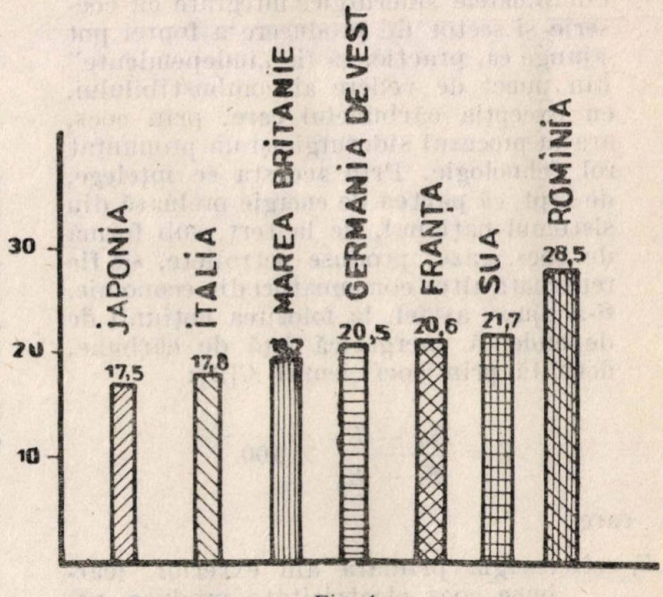


Fig. 1

a activităţii fiecărei unităţi în parte. Din acest punct de vedere, punerea problemelor este diferită la combinatele siderurgice integrate şi la întreprinderile metalurgice de prelucrare a semifabricatelor.

Importanţa retehnologizării industriei siderurgice româneşti, în vederea rezolvării la nivelul anilor „90" a optimizării bazei energetice a acestei industrii, rezultă din datele incluse în figura 1, care prezită comparativ consu-

* Articolul îşi propune să deschidă dezbateri tehnico-economice pe această temă.

murile energetice integrate pe tona de oţel brut, pentru industriile siderurgice ale unor ţări avansate [2]. De reţinut este faptul că aceste niveluri au fost realizate cu următoarea structură a procedeelor de fabricaţie a oţelului [3], [4].

Tabelul 2

Ponderea principalelor procedee de fabricaţie a oţelului

Ţara	Ponderea procedeului, %			
	cuptor Martin	convertizor de oxigen	cuptor electric	turnare continuă
Japonia	—	70,2	29,8	93,3
S.U.A.	3	58,4	38,0	59,3
Italia	—	46,2	53,8	89,9
Marea Britanie	—	74,0	26,0	64,9
Germania de Vest	—	82,5	17,5	88,0
Franţa	—	74,8	25,2	93,1
România	25,8	55,2	19	36,7

Înainte de a intra în prezentarea principalelor direcţii în care se acţionează pentru reducerea consumurilor de energie sînt de reţinut următoarele :

— Combinatele siderurgice integrate cu cocserie şi sector de producere a fontei pot ajunge ca, practic, să fie „independente" din punct de vedere al combustibilului, cu excepţia cărbunelui care, prin cocs, are în procesul siderurgic şi un pronunţat rol tehnologic. Prin aceasta se înţelege, de fapt, că partea de energie preluată din sistemul naţional, de la terţ, sub formă de cocs, gaze, produse petroliere, să fie returnată altor consumatori din economie. S-a ajuns, astfel, la folosirea noţiunii de dependenţă energetică faţă de cărbune, definită prin coeficientul C[2]:

$$C = \frac{E_{ic} - E_{oc}}{E_i - E_0} \times 100$$

în care :

E_i este energia primară din exterior (cărbune, cocs, electricitate, produse petroliere etc.) folosită în procesul siderurgic, GJ ;

E_0 — energia livrată în exterior de către combinatul siderurgic sub formă de abur, electricitate, gaze combustibile, GJ ;

E_{ic} — energia primară provenită din cărbune şi cocsul suplimentar achiziţionat din exterior, GJ ;

E_{oc} — energia livrată în exterior sub formă de cocs, cocs mărunt, subproduse de cocserie (gudron, ulei), GJ.

Pentru un combinat siderurgic modern bazat pe convertizoare cu insuflare de oxigen, turnare continuă peste 90% şi cu o utilizare avansată a resurselor energetice, acest coeficient este de peste 102% [2]. În condiţiile unor combinate siderurgice fără turnare continuă şi cu procedeu de elaborare Martin, sau cu convertizor cu insuflare de oxigen dar cu pondere relativ mai scăzută a turnării continue, precum şi cu rezerve în ceea ce priveşte utilizarea resurselor energetice secundare şi cu o bază materială ce asigură în sectorul primar o scoatere de fontă de 50 — 54%, faţă de minimum 60% în cazul de referinţă analizat, nivelul coeficientului de dependenţă energetică faţă de cărbune este ilustrat de datele prezentate în tabelul 2.

Tabelul 2

Nivelurile coeficientului de dependenţă energetică ale unor combinate siderurgice

Combinatul	Ponderea procedeurilor în fabricaţia oţelurilor, %				C, %
	cuptor Martin	cuptor LD	cuptor electric	TC	
A	83,9	—	16,1	—	52,5
B	—	87,3	2,7	58,6	69,1
Nivelul de realizat					minimum 100

— La stabilirea balanţei energetice a siderurgiei, se au în vedere, evident, şi costurile aferente fiecărui tip de combustibil considerat. Din acest punct de vedere, datele indicate în tabelul 3 prezintă modul în care, în prezent şi în perspectiva apropiată, combustibilul va fi considerat în structura de costuri a produselor siderurgice :

Combustibilul primar (fără cărbune şi cocs) intervine (1989) în structura costurilor de producţie ale laminatelor, în medie cu 11,5%.

Tabelul 3

Nivelurile specifice de cost pentru combustibil (1989)

Combustibilul	Costul/tcc	
	lei/tcc	$/tcc
Cărbune :		
— intern	920	
— extern	1150	70
Energie electrică primară	1350	135
Păcură	1239	100
Gaze naturale	750	60

Modificarea cursului de revenire a dolarului pentru combustibilul importat sau potențial pentru export poate duce la situații deosebite, în cazul în care preocuparea pentru reducerea consumurilor prin retehnologizare, cuplată cu acțiuni specifice de reorganizare a fluxurilor de fabricație, nu devine o activitate de fond a fiecărei întreprinderi.

Elaborarea oțelului în cuptoare Martin constituie pentru noi una din principalele probleme ale retehnologizării sectorului de oțelării. Siderurgiile țărilor dezvoltate economic au înlocuit producerea oțelului prin acest procedeu cu elaborarea în convertizoare cu insuflare de oxigen sau/și cuptoare electrice. Convertizorul cu oxigen lucrează obișnuit cu cote de cca 850 kg fontă/t (în unele situații chiar mai mult*) față de 580—650 kg fontă/t, în cazul cuptorului Martin, ceea ce face ca, în consum integrat de energie, producția de oțel în cuptorul Martin să apară cu un consum ceva mai redus. Trebuie să se menționeze faptul că, în cazul procedeului de elaborare în convertizor (fără luarea în considerare a energiei înglobate în fontă), consumul de energie este de cca 0,2 Gcal/t față de 0,7 — 0,9 Gcal/t, în cazul cuptorului Martin.

În cazul păstrării aceluiași nivel al producției de oțel, pentru a nu se influența nefavorabil consumul integrat de energie, transformarea producției de oțel Martin va trebui realizată într-un raport 80/20 oțel de convertizor și respectiv oțel electric [5],[6]. În cadrul retehnologizării oțelăriilor Martin românești, autorii consideră că doar numai pe seama turnării continue a oțelului, la același nivel cantitativ de laminate finite, producția de oțel urmează să se diminueze, ceea ce, energetic, va avea un efect pozitiv. Ca variantă de analiză poate fi luat și procedeul EOF (Energy optimising furnace [7]), care poate lucra cu cote diferite de fontă și fier vechi preîncălzit la 850°C, folosind gazele evacuate din cuptorul propriu-zis de elaborare. Procedeul este dezvoltat de KORF și aplicat din 1980 în Brazilia la C. S. Pines la o producție de 440 000 t/an (în două cuptoare de 30 t), înlocuind o capacitate de 200 000 t/an oțel obținut în 3 × 30 t cuptoare Martin. În 1988 s-a mai pus în funcțiune la C. S. Aliperti în Sao Paulo un cuptor de 60 t pentru o capacitate de 400 000 t/an.

Turnarea continuă constituie unul din mijloacele importante de reducere a consumului energetic, precum și de creștere a productivității muncii în sectorul de elaborare și turnare a oțelului. Creșterea ponderii oțelului turnat continuu de la cca 37% la cca 90%, în paralel cu creșterea scoaterii la semifabricat de la 82—84% la minimum 92% va duce la o economisire, pe ansamblul siderurgiei, de cca 0,16 FGcal/t oțel brut. Evident că, alături de creșterea capacității de turnare continuă a oțelului, este necesară modernizarea capacităților și a tehnologiilor existente. Unele din aceste probleme au fost analizate într-o lucrare anterioară [8].

La dezvoltarea și modernizarea sectorului de turnare continuă a sleburilor se apreciază că vor trebui luate în considerare inclusiv instalațiile și tehnologiile de obținere a produselor plate subțiri, ca de exemplu cele dezvoltate de Mannesman Demag Hüttentechnik (MDH) în una din variantele lucrării [9]:

- sleburi cu grosime finală de 100—50 mm, obținute prin turnare fără deformare plastică pe grosime în instalația de turnare continuă;
- plate cu grosime finală de 35—25 mm, obținute prin turnare cu deformare plastică pe grosimea slebului solidificat direct în instalația de turnare continuă;
- plate cu grosime finală de 25—10 mm, obținute prin turnare cu deformare plastică pe grosimea slebului în curs de solidificare.

Instalațiile de turnare continuă existente pot fi modernizate în vederea trecerii la realizarea de produse plate subțiri, în una din variantele menționate [9].

Procedeul de obținere a produselor plate subțiri direct din turnare continuă este întîlnit sub denumirea de CSP (Compact — Strip-Process) sau CPR (Casting—Pressing—Rolling).

Din datele de care autorii dispun rezultă că instalația și tehnologia pentru obținerea de benzi sub 10 mm grosime se află în fază de experimentări.

În cazul sleburilor din oțel inoxidabil, alături de turnarea continuă, se apreciază că trebuie luată în considerare și varianta de obținere a acestora prin procedeul de turnare sub presiune. Astfel, firma Creuzot — Franța [10] aplică din anul 1988 pentru sleburi din oțel inoxidabil 150—400 × 1600 — 2100 × 8000 — — 10500 mm tehnologia de obținere a acestora prin turnare sub presiune. Procedeul este cunoscut sub denumirea de CPP (Controlled — Pressure — Pouring). Instalația a fost realizată de CLECIM — Creuzot Loire Industrie și AMSTED.

Principalele caracteristici calitative sînt prezentate comparativ în tabelul 4.

Cercetările semipilot asupra tehnologiei și utilajului de turnare sub presiune au fost realizate și de ICEM — București în perioada 1986 — 1989.

---

* Consumul de fontă lichidă rezultă din bilanțul termic care are în vedere condițiile termice impuse la punctul de oprire, în funcție de destinația oțelului lichid. De multe ori consumul de fontă este dictat de posibilitatea aprovizionării cu fier vechi de calitate.

Tabelul 4

Caracteristicile calitative ale oţelului inoxidabil turnat prin diferite procedee

Caracteristicile	Turnarea în lingou	Turnarea continuă	Turnarea sub presiune
Flexibilitatea tehnologică	foarte bună	satisfăcătoare	foarte bună *
Coroiajul necesar pentru caracteristici	normal	ridicat	redus
Calitatea suprafeţei produsului plat realizat	bună	foarte bună	bună
Puritatea în incluziuni nemetalice	foarte bună		foarte bună
Porozitatea slebului	bună	satisfăcătoare	foarte bună
Încadrarea în dimensiuni a slebului realizat	satisfăcătoare	foarte bună	foarte bună
Susceptibilitatea la fisurare	redusă	ridicată	foarte redusă

* Se apreciază că din oţelurile inoxidabile turnate în lingou pot fi preluate prin acest procedeu 90% faţă de 68% posibil de preluat prin tehnologia de turnare continuă.

Sectorul primar (aglomerare — furnale) este responsabil pentru cota cea mai ridicată a consumului energetic din siderurgie. Actualul flux tehnologic de obţinere a oţelului în furnale convertizor cu insuflare de oxigen va rămîne şi în următoarele decenii fluxul tehnologic dominant în producţia siderurgică. Instalaţiile şi tehnologiile bazate pe realizarea reducerii minereurilor de fier în faza de topitură (smelting reduction sau schmelzreduction) [11] în varianta Corex, Coin, Sumitomo, XR sau altele vor cunoaşte în această etapă dezvoltări, după părerea autorilor, acolo unde nu există capacitate suficientă pentru cocs sau se are în vedere dezvoltarea producţiei de oţel prin investiţii noi.

În aceste condiţii se consideră că, în cazul siderurgiei româneşti, eforturile de retehnologizare să fie îndreptate spre valorificarea superioară a potenţialului pe care furnalul îl are în producţia siderurgică, precum şi pentru diversificarea combustibilului utilizat. Din acest punct de vedere, dintre soluţiile rezolvate [2], unele inclusiv în siderurgia românească, ar putea prezenta interes pentru implementare şi dezvoltare următoarele :

— creşterea şi îmbunătăţirea tehnologiei de aglomerare a minereului de fier prin optimizarea granulaţiei cocsului, a grosimii patului de aglomerare, îmbunătăţirea procesului de aprindere şi ardere a combustibilului, cu obiectiv de atingere a unui consum specific de cca 40 kg cocs mărunt/t şi, deci, un efect în reducerea consumului de energie de cca 20 kgcc/t aglomerat ;
— insuflarea cărbunelui pulverulent prin gurile de vînt, ca variantă de înlocuire integrală a păcurii sau a gazului metan insuflat ; sînt mai multe variante sau procedee de insuflare a cărbunelui [12] : Armco-Babcock ; Paul Wurth ; Klöckner ; Kuttner şi altele. La un nivel de insuflare a cărbunelui de min. 150 kg/t (coeficient de înlocuire a cocsului practic 1 : 1) va rezulta o economie de cca 35 kgcc/t fontă ;
— recuperarea căldurii fizice a aglomeratului cu obiectiv de atingere a unei recuperări sub formă de aburi, la un nivel de 17 kgcc/t aglomerat ;
— recuperarea căldurii fizice a gazelor arse de la caupere, cu obiectiv de realizare a unei recuperări de cca 8 kgcc/t fontă ;
— utilizarea turbinelor de detentă pentru recuperarea suplimentară a energiei gazului de furnal, cu obiectiv de economisire a 30—50 kWh/t fontă.

În cadrul sectorului primar, o influenţă deosebită asupra consumului integrat de energie o aduce „dimensionarea" corectă a necesarului de fontă şi păstrarea în consecinţă a unei capacităţi de furnale care, printr-o aprovizionare materială corespunzătoare(dotare tehnică cuAMCR-istică fiabilă) să dea posibilitatea urmăririi dinamice a procesului, cu implementarea a ceea ce se numeşte astăzi „inteligenţă artificială" (A.I.) [13] şi, în consecinţă, indicatori tehnico-economici ridicaţi (tab. 5).

Tabelul 5

Unele date privind exploatarea furnalelor în Japonia [13]

Caracteristicile	UM	1986	1987	1988	1989 (sem. I.)
Încărcătura metalică	kg/t	1619	1614	1613	1614
Consumul de cocs	kg/t	482	477	476	469
Productivitatea	t/m³, zi	1,76	1,76	1,89	1,90
Proporţia de aglomerat şi pelete	%	83,7	84,1	84,2	84,0
Consumul total de combustibil	kg/t	507	509	508	507
Cărbunele pulverizat	kg/t	23	30,1	27,7	34,1

* * *

Posibilităţi de reducere a consumului de energie sînt şi în sectorul de laminare care, împreună cu creşterea scoaterii de laminate finite vandabile, va diminua pe ansamblu consumul de energie. Aceste aspecte nu sînt tratate în această lucrare.

Imbunătăţirea protecţiei mediului înconjurător constituie una din principalele probleme ale siderurgiei, care urmează să fie rezolvată atît prin investiţii, adoptarea şi aplicarea unor tehnologii specifice, cît şi printr-o educaţie deosebită a muncii şi disciplinei pe întregul flux de fabricaţie. Are ca obiectiv reducerea poluan-

ţilor în atmosferă (CO_2, SO_x NO_x, praf), poluanţilor din apele de răcire (fenoli, cianuri, soluţii acide, suspensii de ulei, gudroane), a zgomotului şi inclusiv gospodărirea şi reutilizarea unor subproduse din care zgura ocupă un loc important. Trebuie să se aibă în vedere faptul că realizarea unei siderurgii nepoluante înseamnă costuri de producţie suplimentare.

Astfel, conform datelor din lucrările [14], [15], costurile pentru întreţinerea şi funcţionarea instalaţiilor de depoluare într-un combinat siderurgic integrat se situează între 7 şi 20 $ S.U.A./t oţel brut, la un consum de energie electrică care poate depăşi 120 kWh/t oţel brut.

Măsurile şi acţiunile trebuie întreprinse pe tot fluxul de fabricaţie, începînd de la depozitele de materii prime pînă la livrarea produselor. Prioritate trebuie să i se acorde sectorului cocsochimic, sectorului de furnale, oţelării, feroaliaje şi secţiilor de condiţionare chimică a suprafeţelor laminatelor. Analiza acestor acţiuni trebuie să se facă în lucrări separate.

Creşterea constanţei calităţii producţiei va înregistra, în etapa care urmează, mutaţii semnificative. Unele aspecte ale acestui amplu program au fost analizate într-o lucrare anterioară [16]. Cum constanţa calităţii producţiei metalurgice este urmarea firească şi a nivelului calitativ al produselor refractare utilizate, se apreciază că, în cadrul acestor probleme, retehnologizarea sectorului de refractare pentru siderurgie constituie una din priorităţi. Trebuie să se aibă în vedere atît materialele refractare utilizate la înzidirea sau ştamparea oalelor de turnare, refractarele folosite la traseul de turnare a lingourilor, lubrifierea suprafeţei lingou-lingotieră la turnarea oţelului, maselotarea lingoului, cît şi materialele utilizate la turnarea continuă. Autorul are în vedere faptul că distribuitorul, atît prin construcţie, cît şi prin materialele utilizate [17], este astăzi considerat ca un mijloc eficace de „purificare" a oţelului. Utilizarea, de exemplu, a filtrelor ceramice a dus la reducerea cu cca 70% a impurificării cu incluziuni pe bază de silicat de mangan, îmbunătăţirea sensibilă a capacităţii de turnare continuă a oţelului dezoxidat cu aluminiu (0,024% Al), precum şi a scoaterii la controlul US a produselor metalurgice [18].

Prelucrarea suplimentară a oţelului lichid prin tehnologiile specifice de metalurgie a oalei, departe de a fi considerată doar ca un mijloc de creştere a productivităţii agregatului primar de elaborare, este unul din mijloacele eficiente de a asigura rentabilitatea şi constanţa calitativă a producţiei de oţel, în condiţiile unei comportări superioare la turnare şi la celelalte operaţii la care este supus oţelul, inclusiv la punerea în operă la beneficiar. Edificatoare pentru importanţa pe care o are prelucrarea oţelului prin tehnologii specifice de metalurgia oalei sînt datele prezentate în tabelul 6 pentru siderurgia niponă [13].

Tabelul 6

Prelucrarea oţelului prin procedee de metalurgia oalei

Oţelul	Modul de prelucrare	1985	1986	1987	1988
Oţel de convertizor	prelucrare prin procedee de metalurgia oalei, din care în instalaţii cu vid, %	65,9 / 53,3	70,4 / 53,5	71,7 / 52,9	71,7 / 51,4
Oţel electric	prelucrare prin procedee de metalurgia oalei, %	49,1	51,4	53,4	53,5

Concluzii

Creşterea de ansamblu a eficienţei industriei siderurgice face necesară realizarea unui program de modernizare a unor agregate de bază şi de retehnologizare. Programul urmează să se realizeze în etape şi va avea ca obiective reducerea pe ansamblu a consumurilor de materiale, inclusiv energie şi combustibil, îmbunătăţirea cotei de participare a cărbunelui în balanţa energetică a combinatelor siderurgice integrate, rezolvarea de ansamblu a protecţiei mediului, precum şi de creştere a constanţei calitative a producţiei siderurgice. Pentru fiecare din aspectele prezentate sînt astăzi tehnic rezolvate tehnologii şi/sau echipamente specifice, pentru a căror implementare trebuie concentrate şi corelate eforturile specialiştilor din siderurgie, inclusiv printr-o colaborare internaţională.

BIBLIOGRAFIE

[1] Aylen, Jonathan *Investment outlook for the world's steel industry.* In: STEEL TECHNOLOGY INTERNATIONAL, 1989, p. 17.

[2] Kawasachi Steel Energy Saving and Pollution Control Technology, 1990.

[3] ONU The steel market, 1988.

[4] ONU Annual Buletin of steel statistics for Europe, vol. XVI, 1990.

[5] Rizescu, C. *Consideraţii privind unele probleme energetice la elaborarea şi turnarea oţelului.* În: Cercetări Metalurgice, ICEM. vol. 19, 1980, p. 65.

[6] Rizescu, C. *Furnal-convertizor cu oxigen sau reducere directă-cuptor electric.* In: Cercetări Metalurgice, Bucureşti, ICEM, vol. 18, 1977, p. 171.

[7] Bernt, Rollinger; EOF a highly flexible process In: Steel Technology International, 1988, p. 165.

[8] Rizescu, C. *Probleme actuale ale turnării continue a oţelurilor.* Bucureşti, ICEM, Cercetări Metalurgice, vol. 29, 1988.

[9] Wiemer, H. E. şi colectiv *Thin slab casting for strip and plate production.* In: Steel Technology International, 1989 p. 215.

[10] Nelson, J. *Slab casting by controlled pressure pouring.* In: Steel Technology International, 1989, p. 223.

[11] Steel Research, Anglia 60, 1989, nr. 3+4, p. 95–190.

[12] Gathergood, D. S. *Coal injection into the blast furnance.* Conferinţa internaţională a cărbunelui şi cocsului, aprilie 1988.

[13] Shigeo, Hasaki *Production and technology of iron and steel in Japan during 1989.* In: ISI Japan vol, 30 1990, nr. 4, 265.

[14] UNEP *Environmental protection technology in the steel industry 1984*, Geneva.

[15] *** *Electricity consumption in the steel industry for protection of the environment* In: International Iron and Steel Institute, 1979.

[16] Rizescu, C. *Mutații și tendințe în tehnologiile din siderurgie.* Centrul de perfecționare M.I.M., 1987.

[17] Lean, A. Mc. *The tundish: a continuous metallurgical refiner.* In: Steel Technology International, 1989, p. 195.

[18] Mauhar, M. A. *Filtration of nonmetallic inclusions in the tundish.* In: Steel Technology International, 1989, p. 201.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., nr. 16/17, 1990

Reprofilarea unei instalații cu cameră sub presiune pe elaborarea fontei de turnătorie cu grafit nodular prin procedeul de injecție a sîrmei de rigidizare, p. 533 — Tratamentul suprafeței cu laser al aliajelor turnate din cupru, p. 536 — Raport privind Congresul internațional OEA secundar asupra aluminiului, 1990, Köln, p. 540.

Giesserei, R.F.G., nr. 18, 1990

Încercări de laborator privind infuența substanțelor minerale din cocs asupra comportării la carburare a fierului la topirea în cuptorul cu cuvă, p. 571 — Elaborarea fontei de turnătorie cu grafit nodular, conform unui procedeu de tratament în oală, p. 576 — Protecția contra oxidării în domeniul pieselor de turnare din aluminiu și magneziu cu ajutorul gazelor de protecție, p. 581 — Sinteză bibliografică anuală asupra cubiloului (urmare 27), p. 586.

Giesserei, R.F.G., nr. 19, 1990

Cel de-al 57-lea Congres internațional asupra turnătoriei, 1990, Osaka, p. 601 — —Regenerarea nisipurilor de turnătorie uzate. Direcțiile de dezvoltare ale unei conduceri economice a procesului și cu reducerea reziduurilor, p. 602 — Influența proprietăților de tenacitate ale pieselor turnate din oțel, ca rezultat al tratamentului VOD în convertizor, p. 609 - Thikocesting — un procedeu de turnare pentru producția de Near-net-shape, p. 613 — Noi soluții tehnologice pentru utilizarea de manipulatoare în turnătorii, p. 617 — Sinteză bibliografică anuală asupra procedeelor și instalațiilor de curățire (urmare 27), p. 623.

Giessereitechnik, R. D. G., nr. 8, 1990

Turnătoria — o ramură industrială în competiție cu alte procedee și produse, p. 230 — Tratamentul în convertizor al pieselor turnate — o contribuție la afinarea materialelor, p. 233 — Contribuție la utilizarea tehnicii de calcul moderne, destinate unei alimentări eficiente cu materii prime și energie, a turnătoriilor, p. 240 — Exigențe impuse materialelor de uzură pentru diferite produse din industria de construcții de mașini grele, p. 243. Deformarea elastică și forța de rupere — parametri ai evaluării calității pieselor turnate cu pereții subțiri, p. 247 — Alimentarea optimizată cu ajutorul simulării solidificării asistate de calculator, p. 250.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 7, 1990

Mai puțin este echivalent cu mai mult — depozitele de date împiedică o păstrare eficientă a acestora p. 196 — Calitatea datelor - baza PPS, p. 199 — Utilizarea ordinatoarelor descentralizate pentru planificarea și comanda producției în turnătorii, p. 203 — Sistem de program pentru dispoziția miezurilor în turnătorii, p. 206 — Modelarea și controlul capacității sorturilor de cocs metalurgic nou dezvoltate, p. 209 - Aspecte privind introducerea în economia de piață — unele consecințe privind turnătoria, p. 211 — Industria chineză de mașini de turnare sub presiune, p. 212.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 8, 1990

Dezvoltări mai recente în domeniul preparării minereului de fier, p. 65 — Studiul și potențialul de dezvoltare a reducerii directe prin procedeul HYL — III, p. — 75 — Insuflarea prafului de cărbune brun în furnalul Hamborn 4 al firmei Thyssen Stahl AG, p. 85 — Răcirea electrozilor de la cuptorul electric cu arc, prin țevile de încălzire, p. 91 — Rezultatele de exploatare și avantajele calitative ale unei instalații de tratament de metalurgie secundară pentru elaborarea oțelurilor superioare, p. 107 — Telecomanda instalațiilor energetice ale firmei Klöckner Stahl GmbH, uzina siderurgică Bremer, p. 125 — Stadiul de dezvoltare și posibilitățile de utilizare ale procedeului de gazificare a cărbunelui — MBG, p. 131 — Utilizarea unor tehnologii nou dezvoltate pentru cuptoarele de laminor, p. 139 — Procedee de încercări fizico-chimice, p. 153.

Ing. Gh. Chiţu
I.M.G.B.

MINIOŢELĂRIILE ELECTRICE — CALE RAPIDĂ ŞI EFICIENTĂ DE MODERNIZARE A METALURGIEI

CZ: 669:71

Stadiul actual al industriei metalurgice

În deceniile '60 — '80 industria României s-a dezvoltat într-un ritm rapid, ajungînd ca ponderea acesteia în venitul naţional să fie mai mare de 60%. Asemenea dinamici au mai avut Japonia, Coreea de Sud, Canada, Germania, Iugoslavia, Norvegia, Suedia ş.a.

În acest context, specialiştii au propus să se devanseze construirea ramurii metalurgice, care să asigure metalul necesar celorlalte compartimente economice. De altfel, din experienţa altora, se cunoaşte faptul că metalurgia este ramura care determină puterea economică a unei ţări.

Structura metalurgiei româneşti a fost stabilită în funcţie de necesităţile interne, de cooperarea cu unele ţări, de resursele de materii prime, de aspectele economice şi tendinţele mondiale existente în diverse etape ale dezvoltării.

Astfel, ponderea procedeelor de elaborare a oţelului din totalul producţiei în România, parţial, a ţinut pasul cu ţările dezvoltate, după cum rezultă din tabelul 1.

Tabelul 1

Ponderea procedeelor de elaborare a oţelului

Anul	Producătorul	Ponderea procedeelor de elaborare din totalul de oţel, %		
		convertizor LD	Cuptor SM	cuptor electric
1970	mondial	46	40	15
	România	29	62	9
1930	mondial	56	20	26
	România	49	31	20
1989	mondial*	56	17	27
	România	52	25	23

* Datele se referă la anul 1987.

Există şi unele excepţii în anumite ţări: Japonia în anul 1970 producea 78% din oţel în convertizoare, dar în 1987 aceasta s-a diminuat la 70%, iar procedeul electric reprezenta diferenţa; R.F.G. şi S.U.A. în 1970 realizau 45% din oţel în convertizoare, iar în 1987 ponderea a crescut la 83% şi respectiv 62%.

Diversificarea industriei impune o modificare a structurii metalurgiei şi o corelare a acesteia şi cu cerinţele externe.

În etapa actuală, România trebuie să se reorienteze spre economia de piaţă şi să modernizeze industria metalurgică în mai mare măsură pe criteriile: cerere şi ofertă şi rentabilitate.

Una din căile pe care se poate acţiona este cea a descentralizării (parţiale) producţiei a de semifabricate (blumuri, ţagle) din marile combinate.

În prezent, multe uzine neintegrate produc laminate finite pline sau tubulare (ţevi), sîrme, electrozi sudură etc. din ţagle sau blumuri furnizate în principal de trei mari „giganţi": C. S. Galaţi (din oţel produs în convertizoare LD şi turnat continuu); C. S. Hunedoara (oţel SM şi electric, turnat în lingouri); C. S. Reşiţa (oţel SM şi turnat clasic).

Această centralizare excesivă a resurselor de aprovizionare cu materii prime (semifabricate) a uzinelor dotate cu laminoare prezintă multe dezavantaje, între care: lipsă de operativitate în asigurarea ritmică cu ţagle, în funcţie de programul de fabricaţie şi cererile beneficiarilor interni şi externi la profiluri grele, mijlocii, uşoare, oţel beton ş.a.; posibilităţi reduse de extindere a gamei sortimentale, avînd în vedere ponderea mare a procedeelor LD şi SM; cheltuieli suplimentare de transport; productivitate scăzută a întreprinderilor neintegrate etc.

Faptul că în combinatele siderurgice oţelul se produce, în bună parte, în convertizoare şi cuptoare Martin, la care se consumă multă fontă şi, deci, combustibil, semifabricatele au un preţ de cost ridicat şi nu sînt de cea mai bună calitate, în special pentru fabricaţia de ţevi, profiluri speciale, trefilate ş.a.

În ţările care au ajuns la un anumit stadiu de dezvoltare cu industria, se impune asigurarea produselor metalurgice cu performanţe calitative, în vederea satisfacerii necesarului constructorilor de maşini, utilaje, instalaţii complexe cu mare fiabilitate şi competitivitate.

În România, s-a depăşit stadiul de reconstrucţie cînd se punea problema asigurării unei cantităţi mari de metal de nivel calitativ mediu. Astăzi, industria constructoare de maşini, chimia, petrochimia, tehnica nucleară, aviaţia etc. solicită metal cu proprietăţi fizico-mecanice superioare. Astfel de oţeluri se pot fabrica în cuptoare electrice, cuplate cu metalurgia secundară. Aşa se explică faptul că, în unele ţări, procedeul electric este în continuă creştere,

chiar în detrimentul convertizorului și cuptorului SM. La aspectele prezentate mai sus, se mai poate arăta, că, la cuptorul electric, necesarul integrat de combustibil (și energie) este mai redus decît la alte procedee de elaborare a oțelului.

Consumul energetic integrat pe procedee de elaborare a oțelului

Pentru realizarea producției de oțel se aplică diverse procedee de elaborare, dintre care trei sînt frecvent utilizate : convertizorul (în special LD), cuptorul SM și cuptorul electric (cu arc direct).

În tabelul 1 s-a prezentat participarea celor trei procedee de elaborare la producția de oțel, pe plan mondial și în România.

Această pondere diferă mult de la o țară la alta, fiecare procedeu avînd avantajele și dezavantajele sale, iar la alegerea unui agregat sau altul se au în vedere următorii factori : disponibilul de materii prime; productivitatea; calitatea oțelului; nivelul investițiilor; consumul de energie, combustibil și alte materiale; rentabilitatea fabricației.

În etapa actuală, de mare importanță este consumul de combustibil, avînd în vedere situația energetică pe mapamond.

De aceea, s-a inițiat o analiză de detaliu asupra consumului total de energie și combustibil, atît pentru elaborarea propriu-zisă a oțelului, cît și pentru pregătirea materiilor prime și auxiliare care compun șarja sau care se utilizează la zidăria refractară, la turnare etc.

La determinarea consumurilor energetice integrate, pe procedee de elaborare, s-au avut în vedere următoarele considerente :

— sortimentul de oțel produs = oțel carbon calmat ;

— la producția de cocs și fontă s-au inclus în calcule și recuperările de : combustibil prin utilizarea gazelor respective (de cocserie, furnal), cocs mărunt, abur, energie electrică ;

— consumurile specifice (cu care s-a lucrat în cercetarea de față) reprezintă media ponderată pe procedeele respective, determinată după realizările pe diverse capacități de cuptoare ;

— unele consumuri energetice care sînt aproximativ aceleași la toate procedeele și reprezintă o pondere mică în totalul consumului integrat nu au mai fost detaliate (și deci nu s-au mai adăugat la valorile totale).

În tabelul 2 se va prezenta calculul sintetic al consumului energetic integrat pe procedee de elaborare a oțelului.

Datele din tabel sînt concludente, iar în anexă se prezintă calculul analitic (parțial).

Tabelul 2

Consumul energetic integrat pe procedee de elaborare, kg cc/t oțel

Destinația consumului	Procedeul de elaborare a oțeullui		
	convertizorul LD	cuptor SM	cuptor electric
Materii prime	704	497	63
Feroaliaje	41	39	33
Materiale auxiliare	13	19	15
Refractare	5	13	14
Electrozi de grafit	—	—	65
Utilaj de turnare	17	14	14
Consumuri energetice tehnologice	31	209	277
Totalul necesarului de combustibil și energie, kg, cc/t oțel	811	791	481

Avantajele cuptoarelor electrice

Analizîndu-se factorii care se au în vedere la alegerea unui procedeu de elaborare a oțelului, precum și avantajele și dezavantajele pe care le prezintă din punct de vedere calitativ și economic, se pot releva următoarele aspecte :

— Dezvoltarea producției de oțel în convertizor este avantajoasă din punct de vedere al productivității și asigurării unei cantități mari de metal într-o perioadă de reconstrucție.

Prin perfecționarea tehnologiei astăzi, prin acest procedeu, se pot fabrica și sortimente slab aliate și aliate, în general de bună calitate și destinate realizării de construcții metalice, mijloace de transport auto, feroviar, naval, industriei electrotehnice (motoare, transformatoare) ș.a.

Din punct de vedere al resurselor de materii prime și al consumului energetic, elaborarea oțelului în convertizor nu este prea avantajoasă deoarece presupune existența unor mari rezerve de minereuri de fier, cărbuni cocsificabili și energie electrică ieftină (care se obține, în principal, în hidrocentrale sau centrale atomoelectrice).

— Prin procedeul Siemens Martin se pot elabora oțeluri de mai bună calitate, inclusiv aliate, cu utilizări multiple în construcția de mașini.

Este procedeul care poate utiliza ca materie primă fontă și fier vechi în orice proporție.

Productivitatea cuptoarelor SM este de circa patru ori mai redusă decît la convertizoare.

Consumul integrat de combustibil și energie este aproape tot așa de ridicat ca și la procedeul LD.

— Utilizarea la elaborarea oțelului a cuptorului electric cu arc direct prezintă următoarele avantaje :

— adaptabilitate operativă la regimul de lucru intermitent ;

— conducerea tehnologică este simplă și se poate mecaniza și automatiza aproape în întregime;

— investiții specifice mai mici decît la procedeele LD și SM;

— cel mai redus consum energetic integrat (kg combustibil convențional pe tona de oțel) comparativ cu oțelul de convertizor sau SM (cu cca 40% mai mic);

— precizia mare a compoziției chimice, inclusiv la sortimente înalt aliate;

— posibilitatea de a obține oțeluri cu puritate chimică și microscopică ridicată (incluziuni nemetalice puține);

— consumuri specifice mai reduse ca urmare a posibilității reglării atmosferei în spațiul de lucru (oxidantă, reducătoare).

Printre dezavantajele cuptorului electric se pot enumera: afinarea dificilă a încărcăturilor cu multă fontă și unele oțeluri înalt aliate cu nichel, crom, mangan, molibden pot avea un conținut mai ridicat de hidrogen și azot, gaze care, în zona arcului electric (la temperaturi de cca 3 000°C), se disociază în atomi și au o viteză foarte mare de difuzie prin zgură spre oțel. Acest dezavantaj practic nu mai contează deoarece, în oțelăriile rentabile, procesul de elaborare se desăvîrșește prin procedeul de metalurgie în oală, care se execută în general sub vacuum.

În final, se poate arăta că la cuptorul electric primează avantajele tehnico-economice, care îl aduc în situația de „procedeu preferat" în foarte multe țări industrializate dar care au și o metalurgie avansată.

Așa se explică rațiunea pentru care producția de oțel în cuptoare electrice are o mare pondere în Italia (52%), Suedia (49%), S.U.A. (38%), Germania de Est (31%), Canada și Japonia (30%), precum și în țări în curs de dezvoltare ca: Spania (58%), Argentina (47%), Mexic (44%), Taiwan (34%), Coreea de Sud (32%) ș.a.

Construirea de minioțelării (microuzine)

Ca urmare a avantajelor și dezavantajelor principalelor procedee de elaborare și a analizelor întreprinse, se impune o reorientare a dezvoltării producției de oțel, crescînd ponderea sortimentelor elaborate în cuptorul electric, prin dotarea cu noi capacități de fabricație.

De fapt, trebuie reconsiderată concepția de a construi combinate siderurgice gigant, iar producția de metal trebuie obținută în unități mai mici, dotate în principal cu cuptoare electrice și turnare continuă și amplasate pe lîngă întreprinderile echipate cu laminoare finisoare.

În aceste minioțelării se vor putea realiza produse de înaltă tehnicitate și cu mare valoare de întrebuințare, sortimente solicitate și de beneficiarii externi (profiluri, sîrme, cuie, electrozi de sudură, oțel calibrat, țevi trase ș.a. din oțeluri aliate și înalt aliate).

Această soluție are în vedere cerințele multor ramuri ale economiei (construcția de mașini, electrotehnică, chimia, industria petrolului, aviația, tehnica nucleară etc.), consumul energetic, rezervele scăzute de minereuri de fier și cărbuni cocsificabili, precum și creșterea gradului de modernizare care va duce, în viitorul apropiat, la o majorare a resurselor de fier vechi.

Prin diminuarea ponderii procedeelor de elaborare a oțelului în agregate cu un consum de combustibil mare, se disponibilizează fierul vechi, care poate fi utilizat la cuptoarele electrice, iar excedentul de fontă creat prin reducerea numărului de convertizoare și cuptoare Martin se poate utiliza la acoperirea deficitului de fontă necesară turnătoriilor sau disponibiliza pentru export.

În ultimă instanță este mai avantajos să se importe fierul vechi pentru a realiza oțeluri superioare și cu consumuri energetice mai mici, în cuptoare electrice, decît transportarea, manipularea și prelucrarea a milioane de tone de minereuri, cărbuni, cocs, procurate de la distanțe foarte mari.

De exemplu, în România este posibil să se diminueze producția de oțel în convertizoare cu 1 mil. t și în cuptoarele Martin cu aceeași cantitate și majorarea cu 2 mil. t a celei din cuptoare electrice.

În acest mod, se va reduce consumul energetic cu 0,5 — 0,6 mil. t combustibil convențional, pe an, ceea ce reprezintă o economie concretă de cel puțin 5% în etapa actuală pentru ramura siderurgică.

Această măsură, care depinde în mare parte de factorii de decizie, poate fi mult mai ușor de realizat dacă se au în vedere și oțelăriile din Departamentul de construcții de mașini, care deține multe cuptoare electrice (cca 50) și care sînt utilizate în proporție redusă (cca 40% din capacitate).

Pentru creșterea intensității de exploatare, a gradului de utilizare și rentabilității marilor sectoare calde din construcția de mașini, unde s-au investit cca 30 miliarde lei și sînt capacități de producție mai mari de 1 mil. t oțel electric, dotate și cu multe instalații de metalurgie în oală de tip VAD—VOD, RH, BV etc. și unde se pot turna sub vid lingouri pînă la 400 t, se impune ca, în cadrul Ministerului resurselor și industriei, să se înființeze Departamentul sectoarelor calde. În acest compartiment, care are o forță tehnică extraordinară dar care nu poate fi eficient valorificată din motive de subordonare și semiutilizare, se pot realiza și prăjini de foraj de mare adîncime, cilindri de laminor de toate mărimile, piese de schimb de performanță pentru cocserii, aglomerare, fur-

nale, convertizoare, cuptoare electrice, laminoare, trăgătorii etc. întrucît există condiţii tehnice.

De asemenea, Departamentul sectoarelor calde va putea realiza utilajele pentru modernizarea metalurgiei, petrochimiei, energeticii,materialelor de construcţii, mineritului ş.a., deoarece are o dotare complexă comparativ cu siderurgia din România.

Sectoarele calde ale unor giganţi din construcţia de maşini pot fi mai bine integrate, iar capacităţile de producţie utilizate complet, dacă în scurt timp se va adopta şi cel de-al doilea profil de fabricaţie prin construirea de instalaţii de turnare continuă. În felul acesta, se vor putea asigura uzinelor de laminate şi ţevi o bună parte din ţaglele din oţeluri aliate şi înalt aliate de care duc lipsă (atît pentru consumul intern, cît şi pentru export). De asemenea, se pot realiza, cu o scoatere de cel puţin 25% mai mare, blumurile şi ţaglele din oţeluri speciale necesare forjelor proprii.

În această ordine de idei se impune atenţiei imediate Intreprinderea de maşini grele Bucureşti (care are compartimentul metalurgic cel mai mare dintr-o uzină constructoare de maşini din Europa), Combinatul de utilaj greu din Iaşi, cel din Cluj, Intreprinderea de osii şi boghiuri Balş, Intreprinderea de construcţii de maşini „Faur" Bucureşti, cea din Reşiţa (cu un stagiu de existenţă de aproape un sfert de mileniu) ş.a., care au în împrejurimi uzine (neintegrate) cu laminoare pentru profiluri şi ţevi, la Bucureşti, Iaşi, Roman, Focşani, Beclean, Zalău, Turnu-Severin, Slatina etc.

O altă parte din semifabricatele pentru întreprinderile siderurgice care lamineză profiluri, oţel beton, sîrme, ţevi etc. pot fi realizate prin construirea unor minioţelării electrice, dotate cu turnare continuă, pe lîngă unele din uzinele respective (exemplu la Roman, Focşani, Buzău, Brăila, Turnu-Severin, Zalău, Beclean, Bucureşti).

Prin această gîndire se vor descentraliza şi diversifica foarte mult resursele de blumuri şi ţagle, va fi mărită iniţiativa cadrelor tehnice locale, vor creşte operativitatea şi ritmicitatea în asigurarea unor materii prime, precum şi eficienţa fabricaţiei de produse metalurgice laminate şi forjate.

In cele trei mari combinate siderurgice, instalaţiile de laminare semifabricate sînt uzate moral şi fizic, în bună parte amortizate, productivitatea este scăzută, ecartul sortimental redus, unele au rentabilitate mică şi, în condiţiile etapei actuale fiind mai puţin competitive, trebuie dezafectate, în mod etapizat, dar într-un timp nu prea îndepărtat.

Construirea de miniuzine este susţinută de aproape 20 de ani [1] datorită multiplelor studii de prognoză şi eficienţă şi a cercetărilor efectuate privind evoluţia industrială pe plan mondial.

Dintre avantajele completării unor dotări în uzinele metalurgice cu laminoare şi a sectoarelor calde din construcţia de maşini cu minioţelării şi (sau) instalaţii de turnare continuă, precum şi prin schimbarea concepţiei de a se realiza metalul numai în combinate siderurgice de mari proporţii şi creşterea ponderii producţiei de oţel în cuptoare electrice, în detrimentul procedeelor convertizor şi Martin, se pot enumera:

— Reducerea duratei de realizare a investiţiei la cca doi ani în cazul unei oţelării cu cuptoare electrice şi turnare continuă, faţă de patru-cinci ani cîţi sînt necesari în varianta: furnale — convertizoare — laminor degrosisor (bluming, slebing).

— Investiţia specifică pe tona de capacitate este de două-trei (cinci) ori mai redusă în cazul realizării de miniuzine, comparativ cu soluţia marilor combinate.

— Durata de recuperare a investiţiei (de rambursare a creditelor) se reduce la cinci — zece ani, avînd în vedere şi diminuarea cheltuielilor de transport.

— Posibilitatea realizării în România a majorităţii utilajelor, în proporţie de cel puţin 2/3, urmînd să se asigure din import numai unele aparate de măsură şi control (AMC) şi parţial elemente hidraulice şi tehnică de vacuum.

— Preţul de cost al oţelului realizat în cuptoarele electrice este mai redus cu 20—35%, comparativ cu cel obţinut prin procedeele convertizor sau Martin.

— Consumul integrat de combustibil în minioţelăriile electrice este cu cca 40% mai mic decît la celelalte procedee (LD, SM), la care se adaugă recuperarea de căldură de la ţaglele, blumurile, sleburile turnate continuu şi livrate în flux la laminoarele finisoare şi presele şi ciocanele de forjare şi care este de 0,4—0,6 (1) GJ/t.

— Turnarea continuă a oţelului duce la o creştere a coeficientului de utilizare a metalului de la 75—80% la valori de 90—92%. În sectoarele calde ale construcţiilor de maşini, scoaterea se poate majora de la 55—60% la minimum 80%.

Prin turnarea continuă a oţelului se obţin semifabricate şi în aval produse finite de calitate, din mărci aliate cu bor, crom, mangan, molibden, nichel, niobiu, titan, vanadiu pentru sîrme, electrozi de sudură, arcuri inoxidabile, rulmenţi, organe de asamblare, îmbunătăţire, construcţii sudate, oţel beton, ţevi ş.a.

Astăzi există în lume peste 1200 de instalaţii de turnare continuă pentru ţagle (cca 50%), blumuri (25%) şi sleburi (25%).

Cuptoarele electrice şi metalurgia în oală se cuplează foarte bine cu turnarea continuă.

În Anglia, Franţa, S.U.A. se toarnă continuu şi semifabricate rotunde, care în Japonia ajung pînă la diametrul de 450 mm, cu viteze pînă la 6 m/min, din oţeluri cu un diapazon foarte extins în ceea ce priveşte conţinutul de C (0,04 — 0,70%).

Oţelul turnat continuu mai prezintă şi alte avantaje calitative între care : conţinut redus de incluziuni nemetalice ; diminuarea licuaţiei axiale ; extinderea zonei cristalelor echiaxe şi restrîngerea celei dendritice (structură mai fină) ; uniformitatea compoziţiei chimice ; consti-

ANEXĂ

Consumul integrat de combustibil convenţional de procedee de elaborare a oţelului (kg, pentru un oţel carbon calmat)

Materialul consumat	Convertizor LD			Cuptor SM			Cuptor electric cu arc		
	Consumul de material kg, Nm^3, /t oţel kWh	Consumul energetic specific, kg cc/t material	Necesarul de combustibil, kg, cc/t oţel	Consumul de material kg, Nm^3,/t, kWh oţel	Consumul energetic specific, kg, cc/t material	Necesarul de combustibil, kg cc/t oţel	Consumul de material kg, Nm^3 /t kWh oţel	Consumul energetic specific, kg cc/t material	Necesarul de combustibil, kg cc/t oţel
Materii prime :									
fontă lichidă (solidă)	860	812	700	600	812	490	50	812(2)	40,6
fier vechi şarjat	240	15,2	4	490	15,2	7	1000	22,5	22,5
Total			704			497			63,1
Feroaliaje									
FeMn75	7	1190	8,3	7	1190	8,3	6	1190	7,2
FeSi 75	7	3260	22,8	7	3260	22,8	6	3260	19,6
SiMn	4	1610	6,4	3	1610	4,8	2	1610	3,2
Al	0,9	4000(3)	4	0,7	4000	3,2	0,6	4000	2,8
Total			41,5			39,1			32,8(4)
Materiale auxiliare									
var	80	140	11,2	70	140	9,8	60	140	8,4
dolomită calcinată	5	280	1,4	35	280	9,7	25	280	7
Total			12,6			19,5			15,4
Refractare									
cărămizi magneziene	2	360	0,7	10	36	3,6	16	36	5,8
cărămizi silico-aluminoase	8	400	3,2	23	400	9,2	20	400	8
blocuri dolomitice	4	220	0,9	—	—	—	—	—	—
Total			4,8			12,8			13,8
Electrozi de grafit	—	—	—	—	—	—	12	5400	65
Utilaj de turnare	25	700	17,5	20	700	14	20	700	14
Consumuri energetice (pentru procesul tehnologic din cuptor)									
gaz metan	5	1,2(5)	6	100	1,2	120	15	1,2	18
păcură	—	—	—	53	1,4(5)	74	—	—	—
energie electrică	—	—	7	—	—	3	700	0,356(3)	250
oxigen	60	0,3	18	40	0,3	12	30	0,3	9
Total			31			209			277
TOTALUL NECESARULUI DE COMBUSTIBIL			*811*			*791*			*481*

[1] Combustibilul şi energia necesare producerii aglomeratului, fontei şi debitării fierului vechi

[2] La cuptoarele electrice este necesară debitarea fierului vechi în bucăţi mai mici.

[3] 1 kWh = 0,356 kgcc

[4] La cuptorul electric oxidările elementelor dezoxidante sînt mai mici.

[5] Coeficient de transformare la cc (combustibil convenţional)

Obs. : În calcul nu au mai fost incluse consumurile de energie şi combustibil pentru extragerea şi prepararea minereului şi cărbunilor în amonte fazelor de aglomerare — cocsare.

tuenți metalografici uniform repartizați; calitatea mai bună a suprafeței.

Pentru creșterea performanțelor calitative ale produselor turnate continuu, la utilajele clasice se adaugă instalații de agitare electromagnetică — prin care se înlătură segregația centrală (sînt în funcțiune peste 100 bucăți, montate în zona de răcire secundară a blumurilor sau sleburilor) sau mecanisme de vibrare a cristalizatoarelor, în vederea evitării apariției unor microfisuri pe suprafața semifabricatelor realizate din oțeluri aliate cu niobiu, vanadiu, crom.

Ca urmare a avantajelor tehnico-economice, în bună parte prezentate mai sus, turnarea continuă s-a extins foarte mult în ultimii zece ani, majorîndu-se de la 20% la cca 60% din producția totală de oțel în S.U.A., în Italia de la 50% la 75%, în Franța la 41% și în Germania de la 46% la peste 80%, iar în Japonia de la 60% a ajuns la 92%. În România se toarnă continuu 40% din producția totală de oțel.

Concluzii

Modernizarea metalurgiei (ca și a celorlalte ramuri) se impune să fie realizată cu acuitate în multe țări, între care și în România.

Din cercetările, studiile și calculele efectuate în multe perioade, a rezultat că este avantajos să se construiască miniuzine dotate cu cuptoare electrice, metalurgie în oală și turnare continuă, ca unități noi sau ca microoțelării în vederea integrării unor fabrici existente care produc laminate, trefilate, forjate etc.

Producerea oțelului în cuptoare electrice se realizează cu efortul energetic integrat cel mai redus (cu cca 40%), comparativ cu procedeele convertizor LD și cuptor SM. În România, de exemplu, la 1 mil.t oțel care se produce în convertizor sau cuptor Martin, se consumă suplimentar (inutil) cca 0,3 mil. t combustibil convențional (din care cca 70% combustibil ca atare și 30% ca energie electrică).

Miniuzinele siderurgice, în număr de aproape 30, dotate cu cuptoare electrice și turnare continuă, care s-au construit în urmă cu 15—20 ani în Anglia, Canada, Coreea de Sud, Germania de Vest, Italia, Japonia, S.U.A. au costat cca 60 $ pe tona de capacitate (producție = 100—300 mii t/an țagle), față de aproape 300$/t pentru tehnologia: furnal-convertizor-stripăr-bluming (slebing) — laminor de semifabricate.

Produsele metalurgice laminate sau forjate realizate din semifabricate turnate continuu în minioțelării electrice sînt de calitate superioară și costă cu cca 25% mai puțin.

Modernizarea metalurgiei prin construire (sau dotare în completare) de miniuzine se poate realiza în 1,5—2,5 ani, față de patru-cinci ani, în cazul procedeelor clasice, iar investițiile sînt cel puțin de două ori mai mici și se pot recupera în maximum zece ani.

În cazul microoțelăriilor electrice prevăzute cu turnare continuă, se poate extinde gradul de automatizare, scade mult nivelul de poluare și se îmbunătățește microclimatul industrial.

În final, se poate spune că minioțelăriile electrice reprezintă o cale rapidă și eficientă de modernizare a sectoarelor metalurgice ale industriei.

BIBLIOGRAFIE

[1] Chițu, Gh. *Cu privire la evoluția pe sortimente a producției de oțel pînă în anul 1990.* In: Metalurgia, R. S. România, nr. 10, 1973.

[2] *Indicatori tehnico-economici în industria metalurgică*, OID—MIM, 1988.

[3] *Industria oțelului și feroaliajelor în 1981—1985 în țările dezvoltate*, OID—MIM, 1987.

[4] Tripșa, I., Pumnea, C. *Dezoxidarea oțelurilor*, Ed. Tehnică, România, 1981.

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R.D.G., nr. 7, 1990

Șase ani de utilizare a procedeului KOSTE în uzina Maxhütte Unterwellenborn — experiența de exploatare și comparația internațională a insuflării cărbunelui în furnal, p. 241 — Sinterizarea cu preîncălzirea încărcăturii, p. 246 — Conținutul de azot al oțelurilor inoxidabile și rezistente la acizi, în funcție de modul de topire și conținutul de titan, p. 249 — Aspecte tehnice de deformare privind fabricarea semifabricatelor din praf provenit de la oțelurile rapide prin forjare și laminare, p. 255 — Laminorul oblic planetar — o instalație de deformare de mare capacitate pentru fabricarea țevilor rotunde și țevilor fără sudură din oțel și metale neferoase, p. 262 — Experiența practică privind utilizarea tehnologiei de recoacere de convecție înaltă, comparativ cu recoacerea cu clopot convențională, p. 267 — Indepărtarea CO_2 ca gaz de protecție prin absorbție pentru schimbarea presiunii, p. 272 — Metodă de calcul al rezervelor de fier vechi ale R. D. G., p. 274.

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 5, 1990

Insuflarea cărbunelui granulat în furnalele de la Lorfonte, p. 433 — Tehnologii de prelungire a durabilității convertizorului cu insuflare combinată, p. 441 — Preîncălzirea oalelor dintr-o oțelărie cu ajutorul unui electroarzător, p. 449 — Produse plate obținute prin pulverizare în start simplu sau dublu, p. 459 Nou laminor degrosisor reversibil la linia de laminare la cald a firmei Sidmar, p. 467 — Metode de control continuu asistat de calculator pentru asigurarea calității șinelor, p. 479 — Coroziunea la oboseală a cilindrilor la turnarea continuă, p. 491.

Ing. A. Semeneseu și
ing. R. Pivniceru
IPROMET

CONTRIBUȚII IPROMET LA PROIECTAREA AGREGATELOR DE CALCINARE A COCSULUI CU STRUCTURĂ ORIENTATĂ

CZ: 665.521.9

Datorită cerințelor tot mai mari, în special ale industriei metalurgice, cocsul de petrol se consumă tot mai mult.

În vederea utilizării , cocsul de petrol crud este încălzit pînă la temperaturi de aproape 1 400°C, în scopul eliminării apei și volatilelor conținute, precum și pentru realizarea unor proprietăți fizico — chimice dorite.

La început se utilizau, pentru acest tratament termic al cocsului, cuptoare de tip retortă, cuptoare rotative tubulare pentru fracțiile mari și cuptoare speciale pentru fracțiile mici.

În ultimul timp, în țările avansate industrial și-a făcut apariția un nou tip de cuptor, și anume cuptorul cu vatră rotativă de calcinare a cocsului de petrol, promovat de firma Marathon — Wise după o tehnologie proprie.

În principiu, o instalație în care se folosește cuptorul cu vatră rotativă constă dintr-un sistem de pregătire a cocsului de petrol *1*, cuptorul de calcinare 2, răcitorul de cocs 3, sistemul de alimentare și circulație a apei de răcire *4*, sistemul de recuperare a căldurii fizice a gazelor arse 5, transportoare și depozite de materii prime și finite *6* (fig. 1).

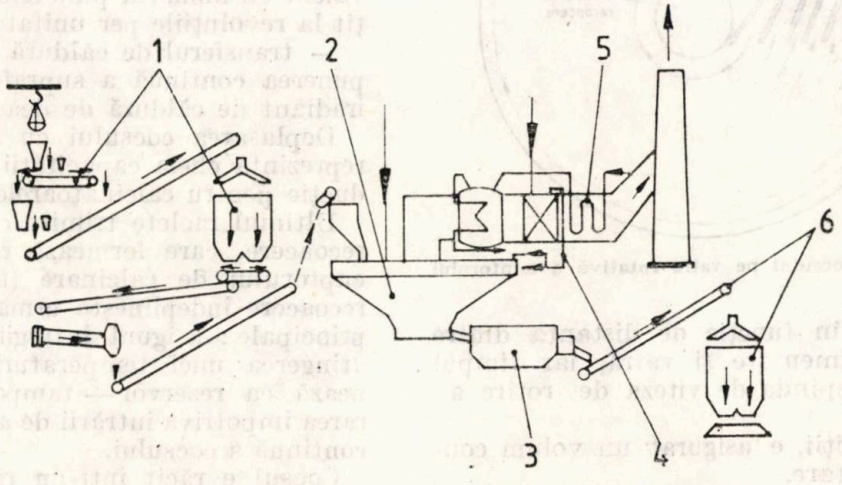


Fig. 1. Fluxul tehnologic : *1*-sistemul de pregătire a cocsului de petrol ; *2*-cuptorul cu vatră rotativă de calcinare; *3*-răcitorul de cocs ; *4*-sistemul de circulație a apei de răcire ; *5*-sistemul de recuperare a căldurii fizice a gazelor arse ; *6*-transportoare și depozite de materii prime

Cuptorul cu vatră rotativă de calcinare a cocsului de petrol este o adaptare a cunoscutului cuptor cu vatră rotativă, care a fost folosit extensiv pentru încălzirea metalelor. Acest cuptor constă dintr-o boltă fixă, orizontală, căptușită refractar, ca și peretele lateral periferic superior, precum și dintr-o vatră rotativă orizontală sau înclinată spre centru, căptușită cu material refractar. Vatra are un perete vertical la periferie și o cuvă conică centrală (groapa de recoacere), care se termină deasupra unei mese de descărcare rotativă orizontală (extractor de cocs) care alimentează un răcitor tambur.

În bolta și/sau peretele lateral superior al cuptorului se află montate arzătoare cu flacără plată pentru încălzirea cuptorului de calcinare la temperatura de exploatare după o întrerupere sau pentru a asigura căldura suplimentară. Aerul necesar procesului de ardere a substanțelor volatile este introdus în incinta cuptorului printr-o serie de duze de insuflare plasate în boltă sau peretele lateral al cuptorului. Bolta este prevăzută, de asemenea, cu o fantă pentru introducerea dispozitivului de dirijare și deplasare a cocsului, o altă fantă pentru introducerea pîlniei de alimentare cu cocs, iar din axul bolții se dezvoltă lateral o instalație de evacuare a gazelor arse, care se termină într-un coș metalic căptușit refractar (fig. 2).

Detalii despre cuptorul de calcinare

Cocsul crud cade liber pe un jgheab înclinat (pîlnie de alimentare) în cuptorul de calcinare. Viteza cu care cocsul intră în cuptorul de calcinare e determinată de înălțimea jgheabului de alimentare și de viteza de rotație a vetrei,

aceasta acționînd ca un alimentator tip masă cu un volum constant mare.

Capacitatea de a regla ușor înălțimea jgheabului de alimentare și viteza de rotire conferă cuptorului de calcinare o flexibilitate cu totul deosebită — adică grosimea stratului de cocs

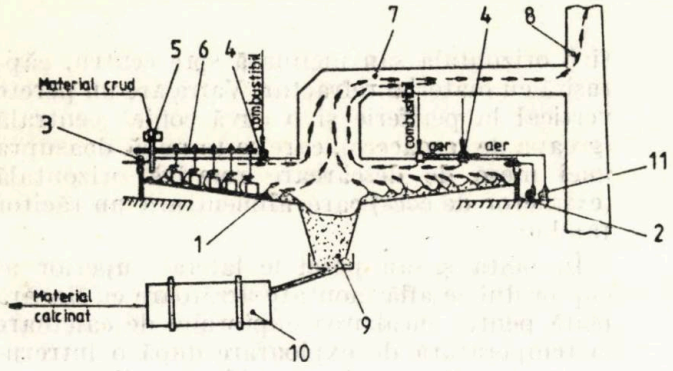


Fig. 2. Cuptor cu vatră rotativă tip IPROMET de calcinare a cocsului acicular : *1* — vatră rotativă ; *2* — construcție metalică fixă căptușită refractar ; *3* — bolta cuptorului ; *4* — instalația de încălzire ; *5* — pîlnie de alimentare ; *6* — dispozitiv de dirijare și deplasare a materialului ; *7* — instalația de evacuare a gazelor arse ; *8* — coșul ; *9* — sistemul de descărcare ; *10* — răcitorul tamburului ; *11* — sistemul de insuflare a aerului suplimentar

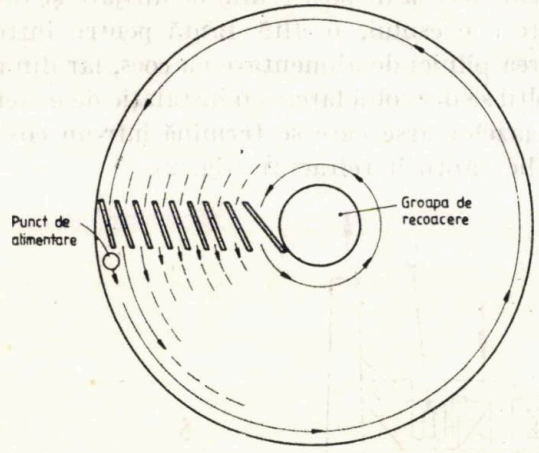


Fig. 3. Deplasarea cocsului pe vatra rotativă a cuptorului

pe vatră este în funcție de distanța dintre jgheabul de alimentare și vatră, iar timpul de rezistență depinde de viteza de rotire a vetrei.

În orice condiții, e asigurat un volum constant de alimentare.

Deplasarea cocsului de-a curmezișul vetrei se face prin acțiunea de „brăzdare" a unor lame fixe sau racleți ai dispozitivului de dirijare și deplsare a cocsului.

Așa cum s-a arătat, cocsul cade din jgheabul de alimentare pe vatră, la marginea acesteia, apoi se deplasează pe vatra cuptorului de calcinare, într-o serie de cercuri concentrice. La terminarea fiecărei revoluții, bucățile de cocs sînt împinse mecanic de racleți către următorul cerc concentric. Acest proces se repetă pînă la ultimul raclete și bucata de cocs e împinsă în groapa de recoacere.

Procesul de împingere a cocsului cu racleți, ca întreg, poate fi comparat cu o panglică de cocs care e așternută continuu, pe măsură ce vatra se mișcă sub jgheabul de alimentare, pentru a forma un cerc concentric de cocs la marginea vetrei.

În dreptul fiecărui raclete , panglica e deplasată înspre interior pentru a forma un alt cerc concentric, cu puțin mai mic decît cel precedent.

Totdeauna există spațiu pentru ca panglica să avanseze deoarece primul raclete (cel aflat la extremitatea exterioară) curăță cocsul din fața jgheabului de alimentare și îl împinge în zona curățată de cel de-al doilea raclete etc. În timpul exploatării normale, timpul de retenție pentru cocs pe vatră este de ~ 1 h (60 min).

Pe lîngă împingerea cocsului din punctul de alimentare către punctul de deversare, sistemul de racleți asigură cîteva avantaje distincte care sînt caracteristice procesului de calcinare în cuptoare cu vatră rotativă, ca de exemplu :

— se realizează amestecul în pat fără uzura mecanică prin frecare, care apare în acțiunea de basculare sau cascadare, caracteristică cuptorului rotativ ;

— particulele mai fine tind să coboare în pat și nu sînt antrenate în curentul de gaze reziduale ;

— scurtcircuitarea cocsului de-a curmezișul vetrei nu e posibilă ; fiecare particulă are un timp minim de rezistență pe vatră, echivalent cu numărul punctelor de racleți, împărțit la revoluțiile per unitate de timp ;

— transferul de căldură e accentuat de expunerea continuă a suprafeței noi spre arcul iradiant de căldură de deasupra patului.

Deplasarea cocsului cu sistemul de racleți reprezintă cheia capacității superioare de producție pentru calcinatoarele cu vatră rotativă.

Ultimul raclete trimite cocsul în groapa de recoacere, care formează regiunea centrală a cuptorului de calcinare (fig. 3). Groapa de recoacere îndeplinește următoarele trei funcții principale : asigură întregii cantități de cocs atingerea unei temperaturi uniforme ; acționează ca rezervor — tampon ; asigură obturarea împotriva intrării de aer fals și evacuarea continuă a cocsului.

Cocsul e răcit într-un răcitor tip uscat și transportat la un siloz de depozitare. Tamburul de răcire se rotește într-o baie de apă pentru realizarea unei răciri avansate.

Energia termică pentru calcinare e furnizată în primul rînd prin arderea materiei combustibile (volatile emanate din cocsul crud), în timpul procesului de calcinare. Aerul de combustie intră printr-o serie de duze unfiorm distanțate, aflate la marginea peretelui staționar și în boltă.

Reglarea aerului prin utilizarea duzelor permite reglarea temperaturii în calcinator.

Debitul total al aerului la intrare este reglat automat printr-un semnal de la analizorii de oxigen și gaz combustibil, care monitorizează continuu gazul de coș.

Această caracteristică permite o flexibilitate remarcabilă a reglării atmosferei gazoase din cuptorul de calcinare.

Prin condiții normale de funcționare se înțelege că exploatarea s-a făcut la un nivel la care în gazele reziduale nu apare de loc oxigen liber; în aceste condiții, se realizează cea mai mare eficiență în obținerea unei valori termice maxime de substanțele volatile. În cazul în care ar fi generată prea multă căldură din substanțele volatile, se permite un exces de aer. Acesta reduce rapid temperatura fazei gazoase datorită căldurii sensibile suplimentare purtate de azotul în exces.

Căldura pentru pornire, ca și situațiile cînd este necesar să se suplimenteze căldura obținută prin arderea substanțelor volatile degajate, se introduce prin arzătoarele din boltă cu flacăra plată, amplasate în arc. Totuși, în mod normal, se va folosi recuperarea căldurii din gazele reziduale prin preîncălzirea aerului de combustie. Recuperarea permite procesului o independență esențială față de combustibilul din exterior (cu excepția pornirii) cînd se calcinează cocsul de petrol, cu conținut mediu de substanțe combustibile volatile și apă.

Cuptorul brevetat de IPROMET, aflat în funcțiune la I.P.C. Slatina, constituie o variantă îmbunătățită a cuptorului Marathon — Wise, permițînd o reglare mult mai flexibilă a debitului de material și a obținerii unei temperaturi superioare de calcinare, în condițiile reducerii consumului de material și îmbunătățirii randamentului arderii prin modul de realizare a sistemului de dirijare și deplasare a cocsului (racleți metalici răciți cu apă și căptușiți în exterior cu material refractar).

Criterii de proiectare

Principalele criterii de proiectare care stau la baza realizării unei instalații dotate cu un cuptor de calcinare cu vatră rotativă constau din :

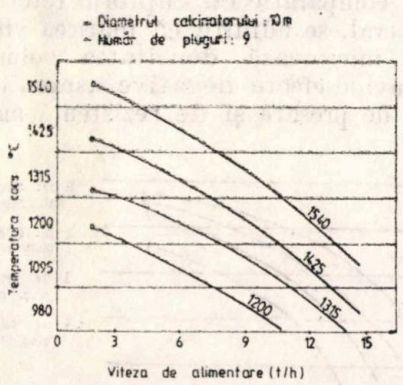


Fig. 4. Dependența dintre temperatura de lucru și viteza de alimentare cu cocs destinat calcinării

— realizarea debitului de cocs petrol calcinat care depinde de diametrul vetrei și numărul de racleți.

Aceste variabile influențează transferul de căldură în patul de cocs, diametrul vetrei reglează plaja de transfer de căldură, iar numărul de racleți determină (ca timp) amestecul cocsului, ducînd la creșterea eficienței transferului total de căldură.

Distanța dintre racleți și viteza vetrei limitează numărul de racleți care pot fi utilizați eficient;

— realizarea caracteristicilor fizico-chimice dorite la cocsul de petrol calcinat care sînt dependente de temperatura necesară tratamentului și de durata de staționare la temperatură pentru a conferi granulelor proprietățile dorite (ex. : densitatea acestora).

În legătură cu acești parametri de lucru este de menționat faptul că, cu cît e mai mică temperatura necesară pentru realizarea caracteristicilor dorite ale granulelor, cu atît poate fi mai mare viteza materialului trecut prin instalație și temperatura cuptorului (fig. 4).

Modul în care cuptorul se poate menține la o temperatură dorită depinde, în principal, de următorii factori : analiza cocsului brut — în special de conținutul de volatile și sulf; conținutul de umiditate a cocsului brut; modul de răcire a elementelor interioare ale cuptorului și protejarea acestora; temperatura aerului insuflat în cuptor la arzătoare și suplimentar pentru arderea volatilelor.

Dacă asupra primilor doi factori nu se poate interveni (aceștia trebuind însă să fie luați în calcul de bilanț pentru stabilirea performanțelor cuptorului), în schimb asupra următorilor, prin utilizarea diverselor soluții constructive, se poate interveni în sensul îmbunătățirii performanțelor cuptorului.

În acest sens, s-a calculat temperatura de ardere din incinta cuptorului :

$$ta = \frac{Q^c_i n + Q^c \text{vol.} - Q\,p.p. - Q\,ar - Q\,p.a.}{C^{ta}_{sp} \cdot Dga} \quad (1)$$

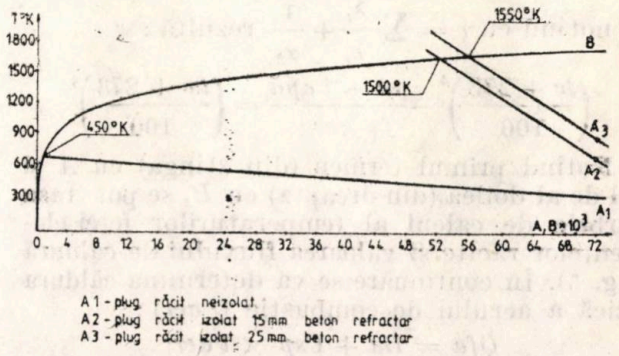


Fig. 5. Curbele de calcul al temperaturilor feței elementelor răcite și valoarea fluxului de căldură

în care : *ta* este temperatura de ardere, °C ; $Q^c qn$ — căldura chimică a gazului natural, kcal/h; Q^cvol. — căldura chimică a volatilelor, kcal/h ; *Qp.p.* — căldura pierdută prin pereţii cuptorului, kcal/h ; *Qa.r.* — căldura pierdută cu apa de răcire, kcal/h ; *Qfa* — căldura fizică a aerului de combustie kcal/h ; C_{sp}^{ta} — căldura specifică medie la *ta*, kcal/Nm³°C ; *Dqa* — debitul total de gaze arse inclusiv aerul fals, Nm³/h.

Din analiza acestor factori se observă uşor afirmaţia făcută anterior în legătură cu performanţele cuptorului, cu precizarea că $Q^c qn$ rămîne ca o consecinţă a adaptării diverselor soluţii şi, în funcţie de acestea, ea rămîne o caracteristică constantă a instalaţiei.

Calculul fiecărui termen s-a făcut astfel : $Q^c qn = 8500\ Dqn$, în care *Dqn* este debitul de gaz natural, Nm³/h ; Q^cvol. = 8000·Gvol, în care Gvol este debitul de volatile, kg/h ; $Qpp = \alpha - \Delta t \cdot F_c$:

$$\alpha = 6{,}4 + 0{,}46\ \text{tp, kcal/m}^2\text{h°C}$$

$$\Delta t = tp - ta, °C$$

F_c — suprafaţa totală a cuptorului, m² ; *tp* — — temperatura exterioară a pereţilor cuptorului, °C ; *ta* — temperatura ambiantă °C.

$$Qar = q \cdot F_r$$

în care :

$$q = \frac{tc - \text{t apă}}{\frac{1}{\alpha_1} + \sum_{i=1}^{n} \frac{\delta_i}{\lambda_i} + \frac{1}{\alpha_2}},\ \text{kcal/m}^2\text{, h}$$

F_r este suprafaţa totală a elementelor răcite interioare cuptorului, m² ; *tc* — temperatura în cuptor, °C ; *t apă* — temperatura apei de răcire, °C ; α_1, α_2 — coeficienţii de radiaţie termică, kcal/m² · h · grad ;

$$\alpha_1 = \varepsilon . C \cdot \left[\left(\frac{tc + 273}{100} \right)^4 - \left(\frac{tx + 273}{100} \right)^4 \right] : (tc - tx),\ \text{kcal/m}^2\text{·h·grad}$$

δi — grosimea straturilor, m ; ε — gradul de negreală ; λi — conductibilitatea straturilor, kcal /m h°C ; *C* — coeficientul de emisie, kcal/m², h, k⁴ ; α_2 — 5000 kcal/m²h°C ; *tx* — temperatura la faţa elementelor răcite, °C.

Scriind ecuaţia fluxului termic de la incintă spre elementele răcite :

$$q = (tc - t) \cdot \alpha 1$$

şi notînd cu $r = \sum \frac{\delta_i}{\lambda_i} + \frac{1}{\alpha_2}$ rezultă :

$$\left(\frac{tc + 273}{100} \right)^4 - \frac{tx - t\ apă}{\varepsilon\ cr} = \left(\frac{tx + 273}{100} \right)^4$$

Notînd primul termen (din stînga) cu *A* şi cel de al doilea (din dreapta) cu *B*, se pot trasa curbele de calcul al temperaturilor feţei elementelor răcite şi valoarea fluxului de căldură (fig. 5). În continuare se va determina căldura fizică a aerului de combustie (*t aer*) :

$$Qfa = Da + Csp \times t\ aer$$

în care :

Da este debitul de aer introdus cu ventilatorul sau aspirat, Nm³/h ; *Csp* — căldura specifică la temperatura aerului, kcal/m³N°C ; *t aer* — temperatura aerului : °C.

Calculînd termenii ecuaţiei de bilanţ în variantele cu elementele răcite neizolate (a) ; cu elemente răcite, protejate cu beton refractar 15 mm (b_1) ; cu elementele răcite protejate cu beton refractar 25 mm (b2) ; cu aer preîncălzit la 400°C (c) ; rezultă curbele de funcţionare a cuptorului (fig. 6).

Din analiza variantelor studiate rezultă ca optimă varianta 4.

În aceste condiţii rezultă că, pentru obţinerea unei temperaturi de cca 1 200°C în cuptor, căldura degajată de volatilele existente în cocsul petrol obişnuit este suficientă pentru întreţinerea procesului.

Din unele date din literatură rezultă că între densitatea cocsului de petrol calcinat şi temperatura de calcinare este o relaţie strînsă, verificată de altfel şi din exploatarea cuptorului la I.P.C. Slatina (tab. 1).

Tabelul 1

Relaţia dintre densitatea cocsului de petrol şi temperatura de calcinare

Regimul de calcinare		Densitatea kg/m³		Tipul
Temperatura, °C	durata, min.	reală	volumetrică	
1300	50	2010	1700	obişnuit
1320	53	2020	1780	”
1380	52	2050	1830	”
1400	42	2070	1850	”
1350	71	2100	1880	acicular
1360	116	2120	1880	”
1400	71	2130	1890	”

Umiditatea în cocsul calcinat practic nu există şi în cazul transportării şi depozitării în spaţii închise cocsul calcinat se poate utiliza ca atare.

Trebuie atrasă atenţia că totuşi la cuptoarele cu vatră rotativă proprietăţile cocsului acicular pot apărea ceva mai slabe decît cele ale cocsului bucăţi calcinat în cuptoare retorte.

Acest lucru poate fi explicat printr-o viteză mai mare de încălzire la cuptorul cu vatră rotativă în comparaţie cu cuptorul retortă.

În general, se admite că mărirea vitezei de încălzire micşorează densitatea volumetrică, aceasta avînd efecte negative asupra caracteristicilor de presare şi de rezistenţă mecanică.

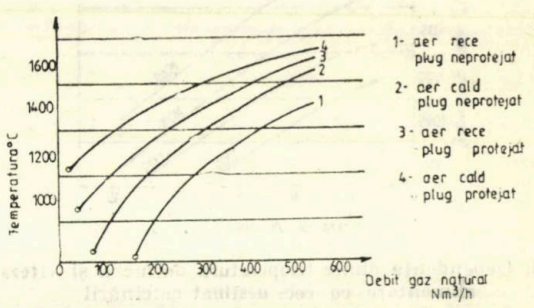


Fig. 6. Variaţia debitului de gaz natural cu temperatura

Dr. ing. Gh. Chelu
Institutul Politehnic Bucureşti
dr. ing. A. T. Dumitrescu ICEM

DETERMINAREA FORŢEI NECESARE EXTRUDĂRII LA CALD A ŢEVILOR

CZ: 621.777.621.774

În scopul optimizării procesului de deformare plastică prin extrudare la cald, este necesar să se cunoască atît mărimea forţei în timpul ciclului de extrudare, cît şi influenţa parametrilor tehnologici asupra acestei forţe. Printre parametrii care influenţează vizibil mărimea forţei de extrudare se numără : temperatura oţelului care se extrudează, gradul de deformare, viteza de deformaţie, unghiul matriţei, frecarea care ia naştere între material şi scule (matriţă, conteiner, dorn).

În publicaţiile de specialitate pot fi întîlnite o serie de formule pentru calculul forţei de extruziune, mai mult sau mai puţin precise. Principalul parametru care intră în componenţa majorităţii formulelor este rezistenţa la deformarea plastică a oţelului în conteinerul de extrudare, în condiţiile concrete de lucru (temperatură, grad de deformare, viteză de deformaţie). Dificultatea aplicării formulelor de calcul constă în imposibilitatea cunoaşterii exacte a rezistenţei la deformare a oţelului în conteiner, deoarece aceasta se schimbă în timpul unui ciclu de extrudare, în funcţie de valorile efective ale temperaturii, vitezei de deformaţie şi gradului de deformare din focarul de deformare. De menţionat este faptul că valoarea acestor parametri se modifică de-a lungul focarului de deformare (de la intrare către ieşire) şi în funcţie de poziţia de intrare a materialului în focar. Pe de altă parte chiar între parametrii menţionaţi mai sus există o strînsă interdependenţă, cum ar fi creşterea temperaturii pe măsura creşterii vitezei de deformaţie. Rezultă că forţa de extrudare depinde nu numai de evoluţia în focar a fiecărui parametru în parte, ci şi de modul lor de interdependenţă.

Datorită acestui fapt, în lucrare, estimarea forţei de extrudare a fost făcută pe baza bilanţului puterilor, ţinînd seamă şi de interdependenţa parametrilor tehnologici în focarul de deformare.

Conform lucrării [1] s-a considerat că, la fiecare moment t al ciclului de extrudare, puterea dezvoltată de pistonul presei, $\mathcal{P}$, trebuie să fie egală cu suma puterilor consumate pentru : deformarea materialului în focar $\mathcal{P}_d$, învingerea forţelor de frecare dintre material şi matriţă $\mathcal{P}_m$, învingerea forţelor de frecare între material şi conteiner $\mathcal{P}_c$:

$$\mathcal{P} = \mathcal{P}_d + \mathcal{P}_m + \mathcal{P}_c \qquad (1)$$

Puterea dezvoltată de piston $\mathcal{P}$ se poate calcula cu relaţia :

$$\mathcal{P} = \pi(R_i^2 - R_d^2)p_0 \cdot v_i \qquad (2)$$

în care :

R_i, R_d sînt raza conteinerului, respectiv raza dornului (fig. 1) ; p_0 — presiunea dezvoltată de piston ; v_i — viteza de deplasare a pistonului.

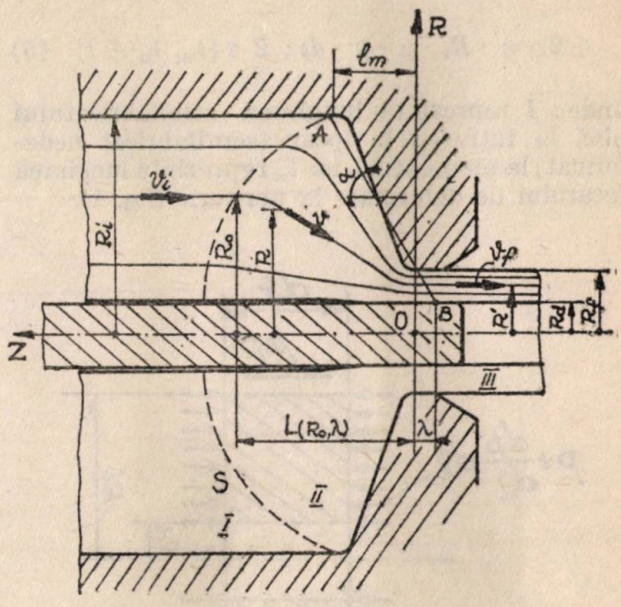


Fig. 1. Geometria focarului de deformare în cazul traiectoriilor de curgere cosinusoidale

Puterea consumată pentru deformare se calculează cu relaţia :

$$\mathcal{P}_d = \int_V \sigma \cdot \dot{\varepsilon} \cdot dV \qquad (3)$$

unde : σ este tensiunea de deformare caracteristică oţelului care se deformează în condiţii date ; $\dot{\varepsilon}$ — viteza de deformaţie ; V — volumul focarului de deformare.

Puterea consumată pentru învingerea frecării dintre material şi conteiner $\mathcal{P}_c$ a fost calculată considerînd că, pînă la intrarea în focarul de deformare, semifabricatul în conteiner se comportă ca un element rigid. În aceste condiţii, puterea depinde de tensiunea tangenţială τ care

se opune deplasării, de suprafaţa de contact între semifabricat şi conteiner şi de viteza de deplasare a semifabricatului prin conteiner (egală cu viteza pistonului presei).

La rîndul său, tensiunea tangenţială depinde de coeficientul de frecare coulombiană μ şi de presiunea de contact p :

$$\tau = \mu \cdot p \tag{4}$$

Considerînd un element de volum delimitat de două plane perpendiculare pe axa semifabricatului, conform figurii 2, rezultă că proiecţiile pe orizontală ale forţelor care acţionează asupra sa la momentul t duc la următoarea ecuaţie de echilibru :

$$\left(p + \frac{dp}{dz}\,dz\right)\cdot\pi\cdot(R_i^2 - R_d^2) = \pi \cdot p(R_i^2 - R_d^2) +$$

$$+ 2 \cdot \pi \cdot R_i \cdot \mu \cdot p \cdot dz;\ Z \in [l_m,\ l_m + l] \tag{5}$$

unde : l reprezintă lungimea semifabricatului pînă la intrarea în focar (semifabricat nedeformat) la momentul t, iar l_m reprezintă lungimea focarului de deformare la periferie (fig. 1).

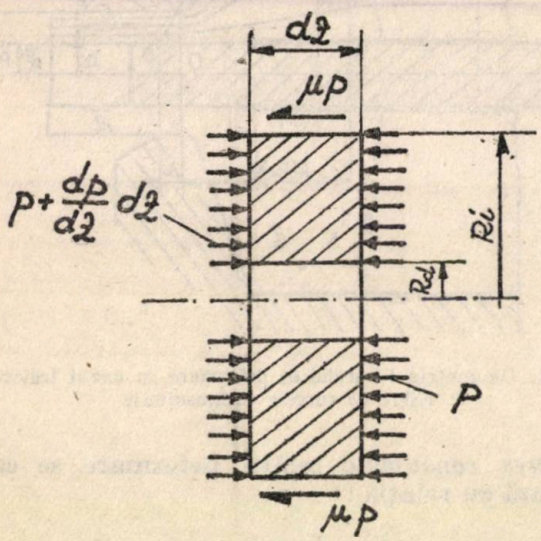


Fig. 2. Reprezentarea schematică a forţelor care acţionează în conteiner asupra elementului de volum din semifabricat

Ordonînd termenii în ecuaţia (5) rezultă ecuaţia diferenţială :

$$\frac{dp}{P} = \frac{2 \cdot \mu \cdot R_i}{R_i^2 - R_d^2}\,dz \tag{6}$$

cu condiţia iniţială : $p = p_0$ pentru $z = l_m + l$, unde p_0 este presiunea dezvoltată pe suprafaţa pistonului.

Prin integrare, relaţia (6) devine :

$$P_{(z)} = p_0 \cdot \exp \cdot \frac{2 \cdot \mu \cdot R_i(z - l_m - l)}{R_i^2 - R_d^2} \tag{7}$$

Înlocuind în relaţia (4) rezultă :

$$\tau_{(z)} = \mu \cdot p_0 \cdot \exp \cdot \frac{2 \cdot \mu \cdot R_i(z - l_m - l)}{R_i^2 - R_d^2} \tag{8}$$

În continuare, puterea consumată pe întreaga suprafaţă de contact a materialului cu conteinerul este :

$$\mathcal{P}_c = 2\cdot\pi\cdot R_i\cdot v_i \int_l^{l_m+l} \rho_{(z)}\cdot dz = \pi \cdot v_i \cdot p_0 \cdot$$

$$\cdot (R_i^2 - R_d^2)\left(1 - \exp\cdot\frac{-2\cdot\mu\cdot R_i\cdot l}{R_i^2 - R_d^2}\right) \tag{9}$$

Puterea consumată pentru învingerea forţelor de frecare între material şi matriţă $\mathcal{P}_m$.

Din cauza presiunilor normale ridicate pe suprafaţa de contact dintre matriţă şi materialul care se extrudează, s-a considerat că deplasarea relativă se produce în parte prin lunecarea viscoplastică din interiorul materialului supus deformării. Datorită acestui fapt, pentru frecarea dintre matriţă şi material s-a adoptat o lege de forma :

$$\tau = \frac{m\cdot\sigma}{\sqrt{3}} \tag{10}$$

în care $m \in [0, 1]$, reprezintă coeficientul de frecare viscoplastică, iar $\frac{\sigma}{\sqrt{3}}$ este tensiunea tangenţială echivalentă care acţionează pe traiectoria de curgere marginală în contact cu matriţa. De menţionat că tensiunea σ (deci şi tensiunea τ) variază neliniar de-a lungul traiectoriei de curgere, depinzînd de temperatura cu care elementul de volum marginal intră în focar, de variaţia temperaturii, vitezei de deformaţie şi gradului de deformare.

În cazul existenţei zonei moarte, frecarea pe suprafaţa de contact a materialului care se extrudează cu suprafaţa matriţei este descrisă de aceeaşi lege, în care $m = 1$ (gripare), deplasarea relativă producîndu-se, în acest caz, numai prin lunecare în interiorul materialului.

Rezultă că puterea dezvoltată pe suprafaţa de contact cu matriţa se poate determina cu

relaţia :

$$\mathcal{Q}_m = \int_S \tau \cdot v \cdot ds = \frac{m}{\sqrt{3}} \int_S \sigma \cdot v \cdot ds \qquad (11)$$

în care : s este suprafaţa de contact material-matriţă ; v — mărimea vectorului vitezei de-a lungul traiectoriei marginale $\left(\frac{R_0}{R_i} = 1\right)$.

Înlocuind în relaţia (1) valorile calculate cu relaţiile (2), (3), (9) şi (11) rezultă :

$$\mathcal{Q} = \int_V \sigma \cdot \dot{\varepsilon} \cdot dV + \frac{m}{\sqrt{3}} \int_S \sigma \cdot v \cdot ds +$$

$$+ \pi \cdot (R_i^2 - R_d^2) \cdot v_i \cdot p_0 \left(1 - \exp \cdot \frac{-2 \cdot \mu \cdot R_i \cdot l}{R_i^2 - R_d^2}\right) \qquad (12)$$

Forţa dezvoltată de piston se obţine împărţind puterea la viteza de deplasare a pistonului :

$$F = \pi \cdot (R_i^2 - R_d^i) p_0 = \frac{\mathcal{Q}}{v_i} \qquad (13)$$

Rezultate numerice

Pentru determinarea puterii şi forţei de extrudare s-a pornit de la următoarele valori iniţiale : $R_i = 85$ mm — raza interioară a conteinerului ; $R_f = 24{,}3$ mm — raza exterioară a ţevii ; $R_d = 18{,}8$ mm — raza dornului şi raza interioară a ţevii ; $v_i = 150$ mm/s — viteza pistonului ; $T_c = 1\,170^0$C (1 443 K) — temperatura semifabricatului la scoaterea din cuptor ; $\dot{\varepsilon}$ — viteza de deformaţie în focarul de deformare [1] ; σ — tensiunea de deformare a oţelului inoxidabil feritic 8 TiCr170, în funcţie de temperatură, viteză de deformaţie şi grad de deformare (ecuaţia constitutivă a oţelului), prezentată în lucrarea [2].

De asemenea, căderile de temperatură pînă la începerea extrudării şi, în continuare, pînă la intrarea materialului în focarul de deformare, s-au calculat pe baza relaţiilor prezentate în lucrarea [3].

Determinarea puterii consumate pentru deformare s-a făcut pe opt traiectorii de curgere cosinusoidale, a căror formă a fost tratată în lucrarea [4]. A fost calculată mai întîi puterea pentru elementele de volum de pe fiecare traiectorie de curgere, care apoi s-a înmulţit cu volumul aferent fiecărei traiectorii. Calculul s-a făcut prin integrare numerică cu ajutorul calculatorului, în 40 de puncte pe fiecare traiectorie.

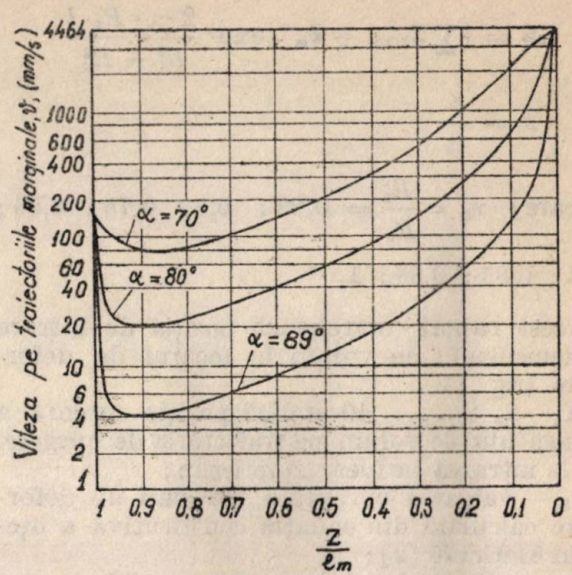


Fig. 3. Variaţia vitezei elementelor de volum în lungul traiectoriilor marginale ale focarului de deformare

Pentru stabilirea puterii consumate la frecarea între materialul care se extrudează şi matriţă, s-a calculat mai întîi viteza v de deplasare a particulelor pe traiectoria de curgere marginală pentru unghiurile matriţei α de 70, 75, 80, 85 şi 89°. Modul de variaţie a acestei viteze, în funcţie de raportul $\frac{z}{l_m}$, în care z ia valori din aproape în aproape de la 1_m la zero (fig. 1), este prezentat în figura 3. Din această figură se observă că viteza pe traiectoriile marginale prezintă la început o scădere, apoi o creştere pronunţată pînă la ieşirea materialului din matriţă, indiferent de unghiul matriţei. De asemenea, se observă că, o dată cu creşterea unghiului matriţei, viteza v are valori din ce în ce mai mici, indiferent de poziţia elementului de volum pe traiectorie. Deoarece puterea este direct proporţională cu viteza v (11), rezultă că, pe măsura creşterii unghiului matriţei, ponderea puterii consumate pe suprafaţa matriţei faţă de celelalte puteri, care intră în componenţa puterii totale, se micşorează.

Pentru a se putea scoate în evidenţă influenţa unghiului matriţei asupra puterii şi forţei de extrudare, s-a considerat acelaşi moment t al procesului de extrudare pentru toate unghiurile. Programul de integrare numerică cu ajutorul calculatorului pe fiecare traiectorie de curgere în vederea obţinerii puterii totale a fost :

I. $\mathcal{Q}_{d(\eta 0)k} = \mathcal{Q}_{d(\eta 0)k-1} + \sigma_k \cdot \dot{\varepsilon}_k \cdot V_k$

II. $\mathcal{Q}_{mk} = \mathcal{Q}_{m(k-1)} + \frac{m}{\sqrt{3}} \sigma_k \cdot v_k \cdot S_k$ numai pe traiectoria marginală

III. $$\mathcal{Q} = [\sum \mathcal{Q}_{d(\eta 0)} + \mathcal{Q}_m] \cdot \exp \cdot \frac{2 \cdot \mu \cdot R_i \cdot l}{R_i^2 - R_d^2}$$

IV. $$F = \frac{\mathcal{Q}}{v_i}$$

în care : $\eta_0 = \frac{R_0}{R_i} = 0{,}22$; 0,5 ; 0,75 ; 0,86 ; 0,91 ; 0,95 ; 0,98 ; 1.

Acest raport marchează poziţia de intrare a elementului de volum în focarul de deformare (fig. 1).

$K = 1, 2 \ldots 40$ indică poziţia curentă a elementului de volum pe traiectoria de curgere, de la intrarea în focar spre ieşire ;

σ_k — valoarea curentă a tensiunii de deformare calculată din ecuaţia constitutivă a oţelului 8TiCr170 [2] ;

$\dot{\varepsilon}_k$ — viteza de deformaţie curentă ;

V_k — volumul de material pe care acţionează produsul $\sigma_k \cdot \dot{\varepsilon}_k$;

S_k — porţiunea din suprafaţa matriţei pe care acţionează $\sigma_k \cdot \dot{\varepsilon}_k$.

Rezultatele obţinute cu privire la influenţa unghiului matriţei, a coeficienţilor de frecare m şi μ asupra forţei de extruziune sînt prezentate în tabelele 1 şi 2. De menţionat faptul că valorile forţei în MN (tab. 1 şi 2) s-au calculat pentru începutul procesului de extrudare, adică în primul moment cînd procesul a devenit staţionar.

Tabelul 1

Rezultatele obţinute cu privire la influenţa unghiului matriţei şi frecării cu matriţa asupra forţei de extrudare

$\mu = 0{,}01 =$ **constant**

Coeficientul de frecare, m / Unghiul matriţei, α	0	0,2	0,4	0,6	0,8	1
70°	10,5	11,2	11,9	12,6	13,28	13,97
75°	10,7	11,2	11,7	12,2	12,68	13,18
80°	11,25	11,55	11,85	12,25	12,64	12,85
85°	11,91	12,09	12,27	12,44	12,62	12,80
89°	12,45	12,56	12,67	12,77	12,88	12,99

Cu ajutorul datelor din tabelele 1 şi 2, s-au constituit diagramele de variaţie ale forţei de extruziune la cald a ţevii, cu diametrul exterior de 48,6 mm şi grosimea peretelui de 5,5 mm, din oţelul feritic 8TiCr170, în funcţie de unghiul matriţei şi de coeficienţii de frecare m şi μ. Diagramele sînt prezentate în figura 4. Din analiza acestei figuri se observă că, pe măsura creşterii unghiului matriţei, variaţia forţei depinde

Tabelul 2

Rezultatele obţinute privind influenţa unghiului matriţei şi frecării semifabricatului cu conteinerul asupra forţei de extrudare

$m = 0{,}8 =$ **constant**

Coeficientul de frecare, μ / Unghiul matriţei, α	0,005	0,01	0,015	0,03	0,05	0,08
70°	12,6	13,28	14,00	16,35	20,13	27,50
75°	12,04	12,68	13,36	15,62	19,23	26,27
80°	12,0	12,64	13,30	15,58	19,18	20,20
85°	11,98	12,62	13,30	15,54	19,14	26,14
89°	12,23	12,88	13,57	15,86	19,53	26,68

de coeficientul de frecare m. Pentru $m = 1$ (gripare a materialului care se extrudează pe suprafaţa matriţei), forţa de extrudare scade o dată cu creşterea unghiului pînă cînd acesta atinge aproximativ 83°, după care creşte continuu o dată cu creşterea unghiului pînă la 89—90°.

Creşterea forţei la unghiuri mai mari de 83° (pentru $m = 1$) este ireală, deoarece este puţin probabil ca elementele materiale să curgă unele pe lîngă altele pe traiectoriile marginale unde întîmpină o rezistenţă mai mare faţă de cele care curg la unghiuri sub 83°.

Rezultă, deci, că la unghiuri mai mari de 83° şi $m = 1$, forţa de extruziune reală rămîne constantă şi egală cu cea realizată la unghiul matriţei de 83°. Acest lucru pune în evidenţă faptul că, pentru $m = 1$, creşterea unghiului matriţei peste 83° duce la apariţia zonei moarte. Din aceeaşi figură rezultă că, pe măsura scăderii coeficientului de frecare m, creşte unghiul la care apare zona moartă. Astfel, pentru $m =$ 0,8, zona moartă apare la aproximativ 87°, iar pentru $m = 0{,}6$ unghiul de apariţie a zonei moarte este de 89°. În cazul scăderii coeficientului m sub 0,6 nu mai apare zona moartă.

De asemenea, din figura 4 rezultă că unghiul optim al matriţei (unghiul la care forţa este minimă) depinde de valoarea coeficientului de frecare m. Astfel, dacă pentru $m = 1$, unghiul optim al matriţei este de 83°, la $m = 0{,}4$ acest unghi scade la 75°. În cazul în care coeficientul de frecare $m \leqslant 0{,}2$, forţa scade continuu pe măsura scăderii unghiului matriţei.

Concluzia generală desprinsă din analiza curbelor din figura 4 constă în aceea că, în timpul extrudării la cald a ţevilor din oţel 8TiCr170, zona moartă apare pentru unghiuri ale matriţei mai mari de 83—85°, iar unghiul optim variază între 83 şi 75°. În eventualitatea

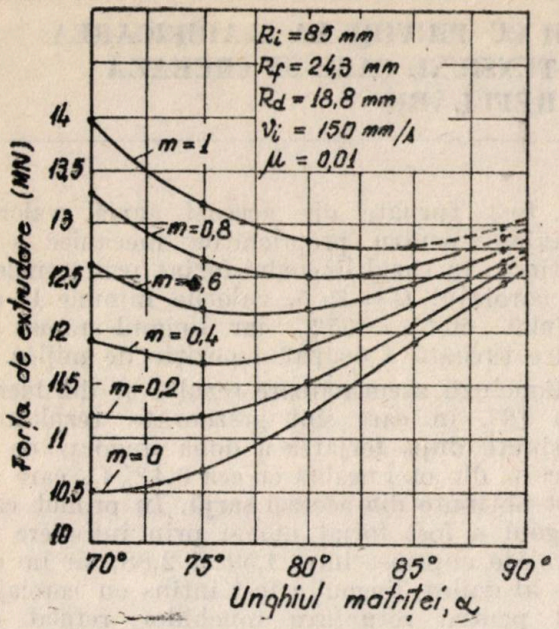


Fig. 4. Variația forței de extrudare, în funcție de unghiul matriței și coeficientul de frecare m

extrudării cu lubrifiant pe matriță care asigură coeficientul $m < 0,2$, deși forța scade continuu o dată cu micșorarea unghiului, nu pot fi utilizate matrițe cu unghi mai mic de 75° deoarece se mărește foarte mult restul neextrudat și implicit consumul de material.

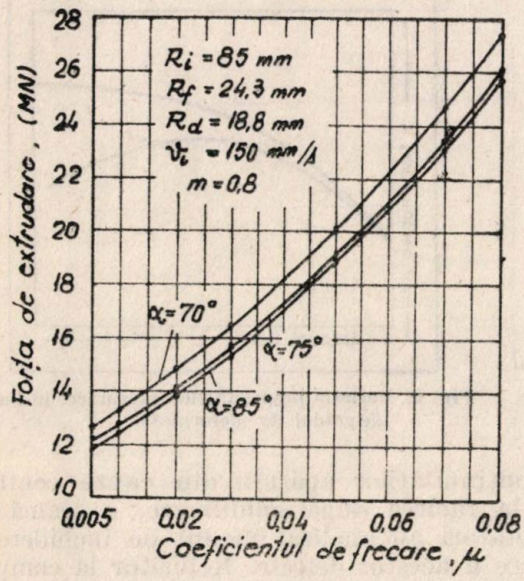


Fig. 5. Variația forței de extrudare, în funcție de coeficientul de frecare și de unghiul matriței

În figura 5 este prezentată variația forței de extrudare, în funcție de coeficientul de frecare μ între semifabricat și conteiner, în momentul începerii extrudării.

Din figura 5 se observă că, indiferent de valoarea unghiului matriței, forța de extrudare crește substanțial pe măsura creșterii coeficientului de frecare μ. Astfel, pentru unghiul matriței de 70°, forța de extrudare prezintă o creștere de aproximativ două ori (de la 12,6 la 27,5 MN) la o creștere a coeficientului de frecare μ de la 0,005 la 0,08. Proporția de creștere a forței de extruziune se păstrează și pentru celelalte unghiuri analizate.

Se remarcă, de asemenea, că forța crește neliniar pe măsura creșterii coeficientului de frecare μ, cu tendința de creștere din ce în ce mai rapidă cînd coeficientul are valori $\mu > 0,06$. De menționat este faptul că lubrifiantul frecvent folosit la extrudarea la cald a oțelurilor este sticla. În majoritatea lucrărilor din publicațiile de specialitate se afirmă că valoarea coeficientului de frecare μ la lubrifierea cu sticlă este cuprinsă între 0,015 și 0,025. Din calcule similare rezultă că, în cazul lipsei lubrifiantului, între materialul care se extrudează și conteiner (admițînd totodată că rolul său de izolator termic se păstrează), adică pentru $\mu = 0,3$; $m = 0,8$; $\alpha = 70-89°$, forța de extruziune ajunge la valori de ordinul 260 MN.

Analiza graficelor din figurile 4 și 5 duce la concluzia generală că, în timpul extrudării, frecarea între semifabricat și conteiner influențează forța de extrudare cu o pondere mult mai mare decît frecarea dintre materialul care se deformează și suprafața matriței.

BIBLIOGRAFIE

[1] Teodosiu, C., Dumitrescu, A. T. *Upper-bound analysis of hot extrusion of axisymmetric rods and tubes.* În: Mécanique appliquée, București, vol. 28, Editura Academiei, nr. 3 — 4, 1983.

[2] Chelu, Gh. *Cercetări cu privire la influența temperaturii, vitezei de deformație și gradului de deformare asupra rezistenței la deformarea plastică pentru oțelurile inoxidabile feritice.* În: Metalurgia, România, nr. 6, 1990.

[3] Hughes, K. E., Sellars, C. M. *Temperature changes during the hot extrusion of steel.* În: J. Iron and Steel Inst., S.U.A. 1972, 210, 661.

[4] Chelu, Gh., Dumitrescu, A. T. *Curgerea materialului în timpul extrudării la cald a țevilor.* În: Metalurgia, România, nr. 7, 1990.

Prof. dr. ing. V. POPESCU şi
ing. S. DRĂGHICI
Institutul Politehnic Bucureşti

CONTRIBUŢII CU PRIVIRE LA CLARIFICAREA STĂRII DE TENSIUNE CARE SE CREEAZĂ ÎN TIMPUL REFULĂRII

CZ: 621.735.32

Conform precizărilor din publicaţiile de specialitate, unanim recunoscute, la refularea cu deformare uniformă starea de tensiune este comprimare liniară L_1(fig. 1, *a*), iar la cea cu deformare neuniformă — comprimare spaţială S_1 în zona centrală şi comprimare în două direcţii cu întindere în cea de a treia direcţie, adică S_2, în zona periferică (fig. 1, *b*).

Precizările de mai sus, cu privire la starea de tensiune care se creează în timpul refulării, au dus la concluzii eronate cu privire la oportunitatea introducerii acestei operaţii în procesele tehnologice de prelucrare, prin deformarea plastică a metalelor şi aliajelor. Astfel, pentru forjarea pieselor cu secţiune transversală mare cum ar fi, de exemplu, cilindrii de laminor sau blocurile de matriţă, în procesul tehnologic de forjare, pe lîngă operaţia de întindere, a fost introdusă şi refularea. Scopul refulării, în asemenea cazuri, l-a constituit mărirea gradului de deformare plastică, în vederea îmbunătăţirii proprietăţilor mecanice. Această supoziţie a rezultat, desigur, din generalizarea curbelor de variaţie a proprietăţilor mecanice, în funcţie de coroiaj sau de gradul de deformare plastică obţinut la întinderea prin forjare (fig. 2).

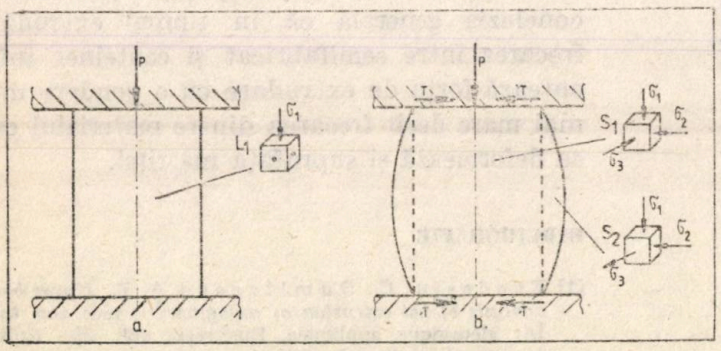


Fig. 1. Starea de tensiune la refulare în actuala concepţie

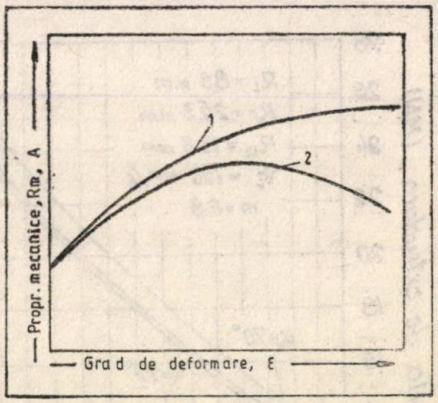


Fig. 2. Variaţia proprietăţilor mecanice, în funcţie de gradul de deformare

Din figura 2 se observă că, în cazul întinderii prin forjare, proprietăţile mecanice cresc continuu în direcţia longitudinală (curba 1), iar în direcţia transversală acestea cresc pînă la o anumită valoare, după care încep să scadă (curba 2).

La o analiză mai atentă s-a constatat că, uneori, prin refulare, proprietăţile mecanice scad, deşi gradul de deformare creşte. În lucrarea [4] se arată că, în cazul a trei lingouri de 4,2 t fiecare, din oţel slab aliat, care au fost turnate din aceeaşi şarjă, valorile maxime pentru proprietăţile mecanice s-au obţinut, în cazul lingoului forjat prin întindere la coroiajul $C = 3, 5$, valorile minime la cel refulat cu $\varepsilon = 65\%$, iar lingoul rămas în stare turnată a ocupat o poziţie de mijloc.

Concluzii asemănătoare rezultă şi din lucrarea [6], în care sînt prezentate rezultatele obţinute după forjarea a două lingouri de 5t fiecare, din oţel nealiat cu cca 0,4% C, care au fost obţinute din aceeaşi şarjă. În primul caz, lingoul a fost forjat numai prin întindere la coroiaje cuprinse între 1,59 şi 2,88, iar în cel de- al doilea, lingoul a fost întins cu coroiajul 1,2 pentru rotunjirea muchiilor, refulat cu $\varepsilon = 50\%$, fiind întins la aceleaşi coroiaje ca şi primul. Proprietăţile mecanice în cazul celui de al doilea lingou au fost mai slabe, deşi gradul de deformare plastică a fost mai mare.

Pornind de la premisa că, în cazul deformării plastice, principalul factor care contribuie la îmbunătăţirea proprietăţilor mecanice îl constituie sudarea defectelor de material, de genul discontinuităţilor apărute din cauza contracţiei la răcirea după solidificare, o seamă de cercetători au analizat modul de închidere şi sudare a acestor defecte. Referitor la comportarea defectelor în timpul refulării, în lucrarea [5] se arată că defectele de material se deschid la grade mici şi mijlocii de refulare şi se închid la grade mari. Conform precizărilor din lucrarea [5], la refulare defectele de material se închid la raportul $H_1/D_1 < 0{,}3$.

Deschiderea defectelor la refulare, constatată şi de alţi cercetători [1], [2] etc., a pus sub semnul întrebării prezenţa celor trei tensiuni de comprimare prezentate în figura 1, *b*.

Pentru stabilirea stării de tensiune care se creează în timpul refulării cu deformare neuniformă, autorii au efectuat o seamă de experimentări în condiţii de laborator şi de uzină.

În figura 3 se prezintă aspectul unor epruvete refulate cu 20% şi secţionate longitudinal.

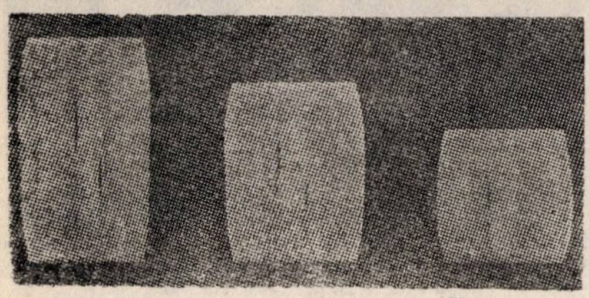


Fig. 3. Epruvete refulate cu $\varepsilon = 20\%$: a $\frac{H}{D} = 2,5$; b $\frac{H}{D} = 2,0$; c $\frac{H}{D} = 1,5$

Iniţial, epruvetele au avut diametrul $D_0 = 40$ mm şi raportul H_0/D_0 cuprins între 2,5 şi 1,5 (fig. 3). Ca defecte de material au fost considerate discontinuităţile dintre cele două ştifturi şi epruvete. Tot din această figură se observă că discontinuităţile dintre ştifturi şi epruvetă s-au deschis cu atît mai mult cu cît a fost mai mare raportul H_0/D_0. De asemenea, se mai observă că pentru epruvetele cu $H_0/D_0 = 2,0$ şi 1,5 aceste discontinuităţi s-au deschis numai între ştiftul axial şi epruvetă. La epruveta cu $H_0/D_0 = 2,0$ şi 1,5 discontinuităţile s-au deschis şi între ştiftul dezaxat şi epruvetă. La refularea cu grade mai mari şi raportul $H_1/D_1 < 0,3$, defectele s-au închis. Rezultate similare au fost obţinute şi la refularea în condiţii de uzină a semifabricatelor cu $D_0 = 300$ mm şi H_0 cuprins între 450 şi 750 mm.

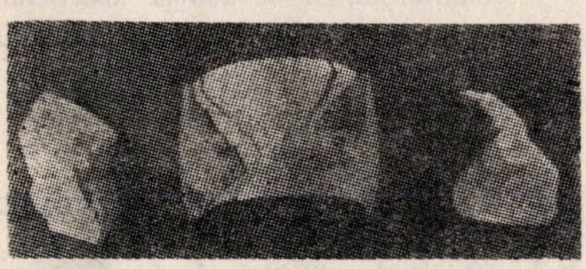


Fig. 4. Epruvetă crăpată la refulare

Prin modificarea unor parametri ca : forma, dimensiunile şi amplasamentul defectului, felul metalului sau aliajului, temperatura de refulare etc. s-a constatat că, în toate cazurile, la raportul $H_1/D_1 > 1,0$, defectele se deschid. Închiderea defectelor începe la raportul $H_1/D_1 < 1$ şi se termină atunci cînd acest raport scade sub 0,3.

Avînd în vedere că tensiunile nu pot duce la deschiderea defectelor, rezultă că, la refularea cu deformare neuniformă în zona centrală a semifabricatului, tensiunile care se creează în direcţie radială sînt de întindere.

Apariţia tensiunilor de întindere radială se datorează conurilor de deformare îngreuiată care se formează în apropierea suprafeţei de contact cu sculele (fig. 4).

Din figura 4, în care se prezintă aspectul unei epruvete care a crăpat la refulare, se observă că cele două zone de deformare îngreuiată sînt de forma unui con şi nu a unei calote sferice, cum se presupune în literatura de specialitate. Conurile de deformare îngreuiată, care apar în timpul refulării, din cauza forţelor de frecare exterioară, au unghiul la vîrf de aproximativ 90° şi suprafaţa bazei egală cu suprafaţa de contact dintre scule şi semifabricat.

Apariţia celor două conuri de deformare îngreuiată poate fi pusă în evidenţă şi prin atacul macroscopic al epruvetelor refulate şi secţionate longitudinal (fig. 5). În figura 5 se prezintă aspectul macroscopic în secţiune longitudinală a unei epruvete din duraluminiu, refulată cu 60%, secţionată longitudinal şi atacată succesiv cu acid fluorhidric şi acid azotic.

Din figura 5 se observă că, în zonele iniţiale de deformare îngreuiată, adică în conurile în care materialul fie că nu s-a deformat plastic, fie că s-a deformat foarte puţin, atacul s-a produs diferit. Pe măsura creşterii gradului de refulare şi a suprafeţelor de contact cu sculele cresc şi zonele de deformare îngreuiată. Materialul care se adaugă ulterior conurilor se atacă mai puternic întrucît, la pătrunderea sa în zonele de deformare îngreuiată, suferă o deformare plastică. Datorită deformării plastice a materialului care trece din afara în interiorul conurilor de deformare plastică, metoda atacului macroscopic nu poate fi folosită şi pentru stabilirea dimensiunilor curente ale conurilor de deformare îngreuiată.

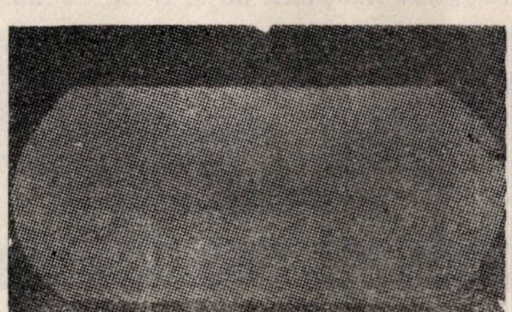


Fig. 5. Epruvetă din duraluminiu refulată cu $\varepsilon = 60\%$ secţionată longitudinal

Pentru a se verifica în ce măsură conurile de deformare îngreuiată îşi menţin unghiurile de la vîrf şi de la bază, la valorile iniţiale au fost refulate mai multe epruvete în care, la capete, s-au introdus conuri executate din acelaşi material şi cu unghiul la vîrf egal cu 90° (fig. 6).

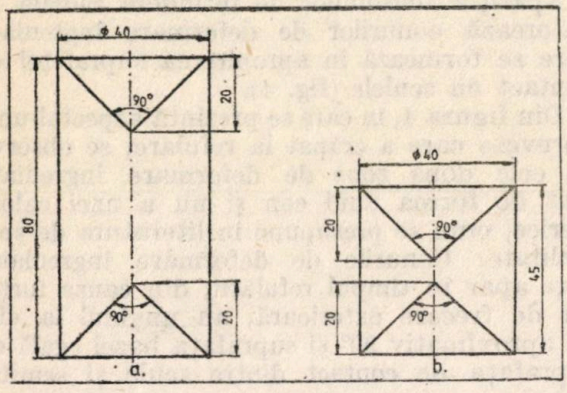


Fig. 6. Forma şi dimensiunile epruvetelor cu conuri introduse la capete

După deformarea cu diverse grade de deformare plastică s-a constatat că forma şi dimensiunile conurilor iniţiale se menţin constante pînă cînd cele două conuri vin în contact.

În figura 7 se prezintă aspectul epruvetei cu dimensiunile iniţiale $H_0 = 80$ şi $D_0 = 40$ mm, care a fost refulată cu 50%. Din această figură se observă că dimensiunile celor două conuri au rămas aceleaşi, deşi epruveta şi-a micşorat înălţimea de la 80 la 40 mm.

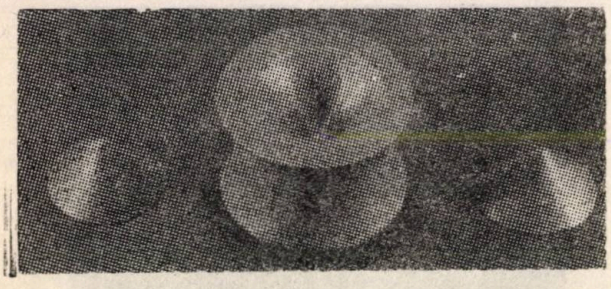


Fig. 7. Aspectul epruvetei cu $H_0 = 80$ mm şi $D_0 = 40$ mm după refulare cu $\varepsilon = 50\%$

În cazurile în care în timpul refulării înălţimea epruvetei devine mai mică decît înălţimea celor două conuri, vîrfurile acestora se aplatizează după o linie dreaptă (fig. 8).

În figura 8 se prezintă aspectul a trei epruvete cu $H_0 = 45$ şi $D_0 = 40$ mm, care au fost refulate cu: 10, 20 şi 30%.

Din figura 8, *a* se observă că, la refularea cu 10%, adică pînă cînd înălţimea epruvetei a devenit egală cu a celor două conuri, forma şi dimensiunile conurilor nu s-au modificat. Majorînd gradul de deformare plastică, astfel încît înălţimea epruvetei să devină mai mică decît a celor două conuri, vîrfurile conurilor s-au aplatizat cu atît mai mult cu cît raportul dintre înălţimea curentă a epruvetei şi înălţimea iniţială a conurilor a fost mai mic (fig. 8, *b* şi *c*).

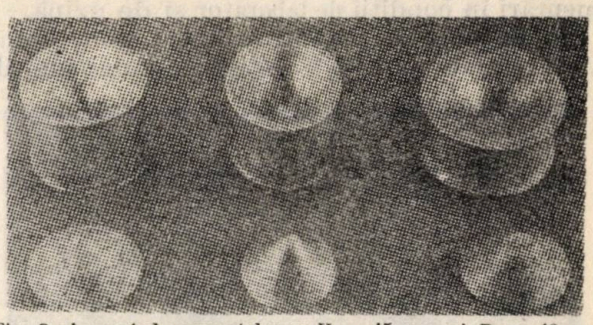


Fig. 8. Aspectul epruvetelor cu $H_0 = 45$ mm şi $D_0 = 40$ mm după refulare cu diferite grade de deformare: *a* — $\varepsilon = 10\%$; *b* — $\varepsilon = 20\%$; *c* — $\varepsilon = 30\%$

Unghiul de la baza conurilor a rămas constant, indiferent de gradul de aplatizare a vîrfurilor.

Spre deosebire de probele cu conuri introduse în mod artificial, la care pînă la egalarea înălţimii curente a epruvetei cu înălţimea iniţială a celor două conuri, unghiurile de la bază şi de la vîrf nu s-au modificat, la epruvetele monobloc s-a observat o uşoară creştere a unghiurilor de la vîrful conurilor. Această creştere a fost sub 10°, fapt pentru care, în cazul epruvetelor monobloc, adică al condiţiilor reale de refulare, unghiul de la vîrful conurilor de deformare îngreuiată a oscilat între 90 şi 100°.

Cea de a doua particularitate a refulării epruvetelor monobloc a constituit-o modificarea dimensiunilor conurilor iniţiale (fig. 9).

În cadrul epruvetelor monobloc, (fig. 9), la conurile iniţiale se adaugă materialul care

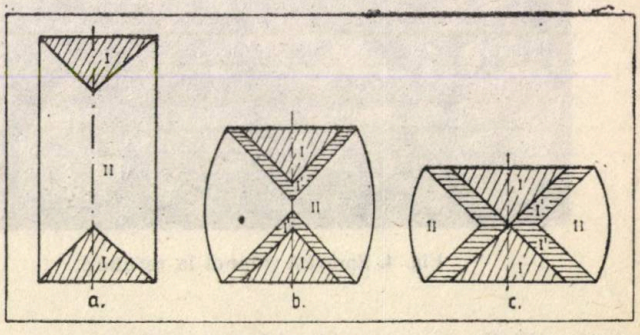


Fig. 9. Schema modificării dimensiunilor conurilor iniţiale: *a* — epruvetă nedeformată; *b* şi *c* — epruvete deformate cu diferite grade de deformare

trece din afara în interiorul conului. În acest fel, la epruvetele sau semifabricatele cu raportul $H/D > 1$, 0, pe măsura micşorării raportului H/D creşte volumul zonelor de deformare îngreuiată I şi I' şi scade volumul zonei a II-a. Cînd raportul dintre înălţimea şi diametrul epruvetei devine subunitar începe aplatizarea conului mare, conul din zona I', iar cînd înălţimea curentă a epruvetei sau a semifabrica-

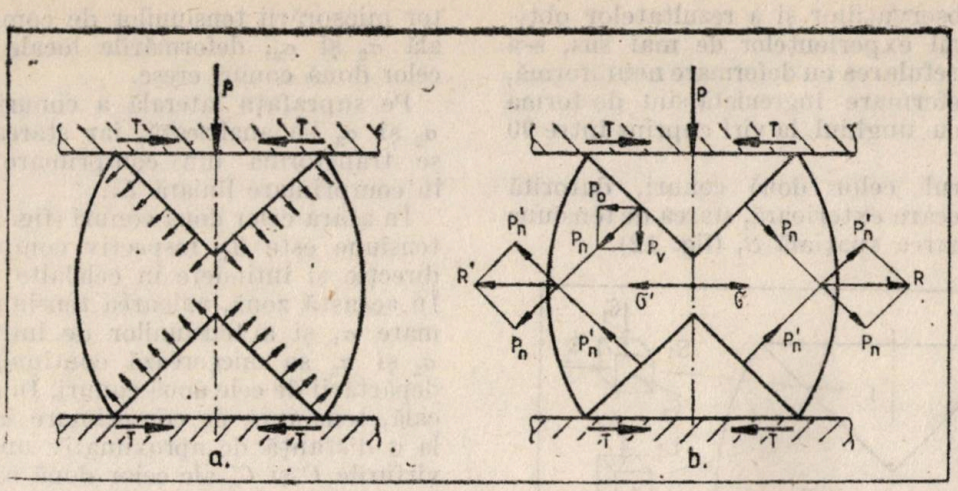


Fig. 10. Forţele care acţionează pe suprafaţa laterală a conurilor de deformare îngreuiată; *a* — forţele distribuite uniform; *b* — descompunerea şi compunerea forţelor considerate concentrate într-un punct

tului devine mai mică decît diametrul iniţial, începe şi aplatizarea conului mic, adică a conului I, care s-a format la începutul refulării.

Rezistenţa la deformarea plastică în zonele de deformare îngreuiată I şi I', fiind mai mare decît în restul materialului, în timpul refulării cele două conuri pătrund în semifabricat ca un corp rigid. Datorită acestui fapt, forţa exterioară P, care acţionează în vederea deformării plastice, se transmite semifabricatului prin componentele Pn, normale pe suprafaţa laterală a conurilor mari (fig. 10, *a*)

Considerînd că forţele de pe suprafaţa laterală a conurilor sînt concentrate într-un punct (fig. 10, *b*) şi efectuînd descompunerea acestora, se obţin componentele P_0 şi P_v, inclusiv rezultatele R şi R' care dau naştere tensiunilor de întindere radială.

Pentru delimitarea zonelor de influenţă a tensiunilor de întindere şi comprimare, pe lîngă experienţele de genul celor prezentate mai sus, au fost trasate şi curbele de variaţie a deformării locale de-a lungul axei longitudinale. În acest scop, au fost executate epruvete cu un şurub introdus excentric [3], cu raportul H_0/D_0 cuprins între 1,0 şi 3,0, care au fost refulate la rece şi la cald, cu o singură cursă a presei, cu grade de deformare plastică de 3 — 10%.

În cazul epruvetelor cu raportul $H_0/D_0 = 3{,}0$, la care gradul de deformare plastică a fost sub 5%, alura curbelor de variaţie a deformărilor la cald a fost similară cu cea din figura 11, *a*, iar pentru epruvetele cu $H_0/D_0 = 1{,}0$ alura acestor curbe a fost similară cu cea prezentată în figura 11, *b*, indiferent de gradul de deformare plastică. Neuniformitatea deformaţiei în toate cazurile, aşa cum era de aşteptat, a fost mai redusă în cazul refulării la rece.

La trecerea de la epruvetele înalte la cele scunde, curba deformărilor locale ε_l s-a modificat continuu prin majorarea deformărilor locale de la mijlocul înălţimii epruvetei, pînă cînd s-a obţinut alura curbei ε_l (fig., *b*).

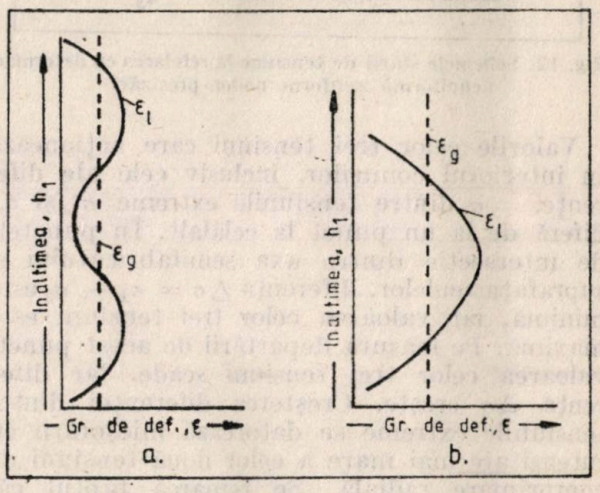


Fig. 11. Variaţia gradului local de deformare pe înălţimea epruvetelor: *a*—epruvete cu $\frac{H}{D} = 3{,}0$; *b* — epruvete cu $\frac{H}{D} = 1{,}0$

Este de remarcat faptul că, în cazul epruvetelor cu raportul $H_0/D_0 \leqslant 3{,}0$, deformarea plastică s-a produs pe întreaga înălţime, chiar dacă gradul de deformare plastică a fost de 3 — 4% şi refularea s-a efectuat la rece. La încercările de refulare a unor epruvete cu $H_0/D_0 > 3{,}0$, deformările locale n-au putut fi măsurate din cauza flambajului. Avînd în vedere că la epruvetele cu raportul $H_0/D_0 = 3{,}0$ deformarea plastică pătrunde pînă la mijlocul înălţimii acestora (fig. 11, *a*), iar la epruvetele cu $H_0/D_0 > 3{,}0$ tendinţa de flambaj este foarte pronunţată, s-a considerat că, la refulare, deformarea plastică pătrunde în semifabricat pe o adîncime egală cu 1,5 ori diametrul acestuia.

Pe baza observaţiilor şi a rezultatelor obţinute în cadrul experienţelor de mai sus, s-a stabilit că, la refularea cu deformare neuniformă, zonele de deformare îngreuiată sînt de forma unor conuri cu unghiul la vîrf cuprins între 90 şi 100°.

În interiorul celor două conuri, datorită forţelor de frecare exterioară, starea de tensiune este comprimarea spaţială S_1 (fig. 12).

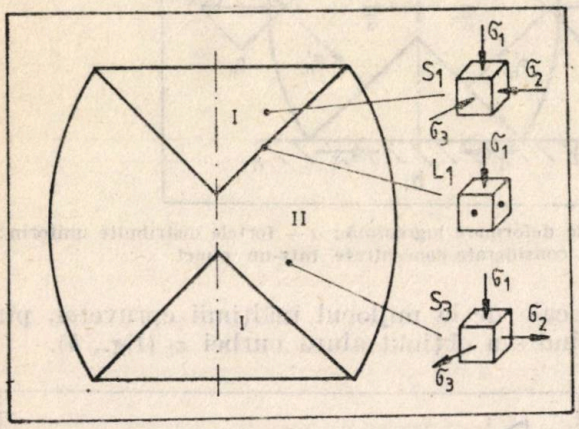


Fig. 12. Schemele stării de tensiune la refularea cu deformare neuniformă conform noilor precizări

Valorile celor trei tensiuni care acţionează în interiorul conurilor, inclusiv cele ale diferenţei $\triangle\sigma$ dintre tensiunile extreme σ_1 şi σ_3, diferă de la un punct la celălalt. În punctele de intersecţie dintre axa semifabricatului şi suprafaţa sculelor, diferenţa $\triangle\sigma = \sigma_1 - \sigma_3$ este minimă, iar valoarea celor trei tensiuni este maximă. Pe măsura depărtării de acest punct, valoarea celor trei tensiuni scade, iar diferenţa $\Delta\sigma$ creşte. Creşterea diferenţei dintre tensiunile extreme se datorează micşorării cu intensitate mai mare a celor două tensiuni de comprimare radială. Se remarcă faptul că, în cazul frecării exterioare uniforme, tensiunile radiale σ_2 şi σ_3 sînt egale între ele. Corespunzător micşorării tensiunilor de comprimare radială σ_2 şi σ_3, deformările locale în interiorul celor două conuri cresc.

Pe suprafaţa laterală a conurilor tensiunile σ_2 şi σ_3 se analizează, iar starea de tensiune se transformă din comprimare spaţială S_1 în comprimare liniară L_1.

În afara celor două conuri (fig. 12), starea de tensiune este S_3, respectiv comprimare într-o direcţie şi întindere în celelalte două direcţii. În această zonă, valoarea tensiunii de comprimare σ_1 şi a tensiunilor de întindere radială σ_2 şi σ_3 se micşorează continuu, pe măsura depărtării de cele două conuri. În direcţia verticală, tensiunea de comprimare σ_1 se anulează la o distanţă de aproximativ un diametru de vîrfurile C şi C' ale celor două conuri.

Noua precizare cu privire la starea de tensiune care se creează în timpul refulării, pe lîngă explicarea cauzelor reducerii proprietăţilor mecanice ale unor piese forjate prin refulare, va duce şi la eliminarea confuziilor cu privire la oportunitatea introducerii acestei operaţii în procesele tehnologice de forjare, contribuind, în acelaşi timp, la îmbunătăţirea calităţii pieselor forjate şi, în general, a indicatorilor tehnico-economici.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dzugutov, I. M. *Tensiuni şi ruperi la prelucrarea metalelor prin presiune* (l. rusă) Moscova, 1974.

[2] Kroneis, M. *Studiul forjării discurilor prin refulare.* În : Revue de Métallurgie, nr. 11, 1962.

[3] Popescu, I. V. *Forjarea şi extruziunea metalelor şi aliajelor,* Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1976.

[4] Tiurin, A. V. *Teoria şi procesele forjării lingourilor la prese* (l. rusă) Moscova, 1979.

[5] Tomlinson, A. ş. a. *Inchiderea cavităţilor interne la forjarea prin refulare.* În : Journal of the Iron and Steel Institute, martie, 1958.

[6] Trubin, V. N. ş. a. *Forjarea pieselor mari* (l. rusă) Moscova, 1962.

Ing. C. Predescu, ing. C. Mihăilescu,
dr. ing. Vasilica Dina, dr. ing. Maria Nicolae
şi dr. ing. A. Nicolae
Institutul Politehnic Bucureşti

UNELE EXPERIMENTĂRI PRIVIND IMPORTANŢA PROPRIETĂŢILOR FIZICE ALE APEI ÎN PROCESELE DE USCARE, REALIZATE ÎN METALURGIE

CZ : 621.777 : 669.14.018.8

Necesitatea micşorării consumurilor specifice enrgetice şi de combustibil, la nivel global în metalurgie şi la cuptoarele metalurgice în special, impune găsirea unor noi posibilităţi tehnice şi tehnologice prin care să se acţioneze în acest sens. În acest context trebuie arătat faptul că, deşi uscarea materialelor ceramice poroase reprezintă un consumator energetic important, ea este tratată mai cu seamă din punctul de vedere al calităţii tehnologice a procesului.

Este motivul pentru care autorii lucrării de faţă au iniţiat o serie de cercetări experimentale, prin a căror finalizare să se reducă durata şi, implicit, consumul energetic specific la uscare. Una dintre direcţiile prin care s-a acţionat a avut în vedere studierea influenţei pe care ar putea să o aibă, asupra procesului industrial de uscare, proprietăţile fizice ale apei (de exemplu : tensiune superficială, viscozitate, densitate etc.) ştiut fiind faptul că, în literatură, există consideraţii teoretice care se referă la rolul acestor proprietăţi în mecanismul uscării, precum şi date practice care scot în evidenţă influenţa pozitivă pe care o au unele adaosuri asupra activării chimice a lianţilor lichizi [1], [2].

Aşa după cum este cunoscut, mecanismul transferului de umiditate în interiorul şi la suprafaţa corpului este un fenomen complex care depinde de foarte mulţi factori, printre care : structura şi umiditatea materialului, tensiunea superficială şi viscozitatea apei, temperatura şi umiditatea relativă a agentului de uscare etc.

Analiza teoretică a mecanismului procesului de uscare scoate în evidenţă importanţa, printre altele, a două mărimi :

— Lucrul mecanic, dL, J/m^2, consumat prin formarea suprafeţei de separare prin trecerea moleculelor din volumul fazei pe suprafaţa acesteia. Conform consideraţiilor lui Gibbs pentru a se crea o suprafaţă d_s, m^2, la valori, date pentru presiunea p, temperatura absolută T şi volumul V, lucrul mecanic necesar este :

$$dL = pdV - \sigma_{12} \cdot d_s \qquad (1)$$

în care σ_{12} este mărimea tensiunii superficiale în suprafeţe de separaţie „lichid-vapori".

Prin prelucrări matematice se poate obţine următoarea expresie a variantei energiei interne U a sistemului avut în considerare :

$$\left.\frac{\partial U}{\partial s}\right|_{T,V} = \sigma_{12} - T \left.\frac{\partial \sigma_{12}}{\partial T}\right|_{v,s} \qquad (2)$$

relaţie care, avînd în vedere că gradientul $\frac{\partial \sigma_{12}}{\partial T}$ este negativ, arată că la o mărime a suprafeţei limită $d_s > 0$, pentru a menţine procesul izoterm, trebuie adăugată cantitatea de energie :

$$-T \frac{\partial \sigma_{12}}{\partial T} \cdot d_s$$

— Presiunea capilară sau „efectul capilar maxim" p_c, definit ca diferenţa dintre presiunea în lichid şi presiunea vaporilor, va avea expresia de calcul :

$$p_c = \frac{2\sigma}{r} = \frac{2\sigma_{12} \cdot \cos\theta}{r}$$

unde θ este unghiul de margine sau unghiul de umectare între lichid şi amestecul solid din suprafaţa care delimitează pasul de rază r.

Pe de altă parte, dacă se tratează procesul de transfer al umidităţii după teoria generală a proceselor de transport se poate introduce noţiunea de coecifient de conductivitate a umidităţii : a_n, m^2/s a cărui expresie este :

$$a_n = \frac{\frac{2\sigma_{12} \cdot \cos\theta}{r^2} \cdot \frac{dr}{dz} + \rho_1 \cdot g}{8\eta_1 \frac{dr}{dz} r^2 \frac{dn}{dz}} \cdot \int_{r_{min}}^{r} r^4 \frac{dn}{dz} dr$$

în care : ρ este densitatea lichidului : η_l — umiditatea acestuia ; n — numărul de capilare ; z — nivelul la care a urcat lichidul în capilar.

Aceste scurte consideraţii se constituie în argumente, pe baza cărora se pot programa cercetări prin care să se amelioreze procesul de uscare, modificînd unele proprietăţi ale apei : σ, η, ρ.

Vorbind mai concret, s-a cercetat influenţa pe care o au asupra uscării formelor şi miezurilor de turnătorie unele adaosuri activante (cum ar fi : NH_4Cl, NH_4NO_3 sau $(NH_4)_2S_2O_8$), despre care este cunoscut faptul că modifică proprietăţile fizice ale apei folosite la prepararea amestecurilor.

Programarea încercărilor experimentale care fac obiectul lucrării se explică prin faptul că

în literatură nu este încă edificat pe deplin mecanismul prin care acţionează aceste adaosuri chimice activante, neştiindu-se exact dacă rolul lor pozitiv, în final, se datorează influenţei pe care o au asupra proprietăţilor fizice ale apei sau asupra comportării lianţilor organici lichizi, folosiţi la fabricarea amestecurilor.

Pentru aceasta, s-au supus cercetării epruvete reprezentate din blocuri de amestecuri de cca 1 kg, preparate pe bază de lianţi anorganici solizi (reţete clasice constînd din nisip cuarţos, bentonită şi apă).

Uscarea epruvetelor s-a efectuat în instalaţii de uscare, în spaţiul cărora temperatura s-a menţinut constantă la valori de 200°C.

Umiditatea s-a măsurat folosind metode gravimetrice, prin cîntăriri periodice, scoţînd epruvetele din cuptor.

Eficienţa uscării se apreciază prin indicele de uscare I_u, definit prin relaţia :

$$I_u = (\mu_{p\cdot e}/\mu_{p\cdot c}) \cdot 100, \quad \%$$

în care : $\mu_{p\cdot c}$, % este umiditatea probei de cercetat, iar $\mu_{p\cdot e}$, %, este umiditatea probei etalon, adică a probei preparate fără adaosuri chimice.

Substanţele chimice menţionate s-au adăugat în apa de umidificare în cantităţi astfel calculate, încît să reprezinte în final 0,5% ; 1% şi 1,5% din masa amestecului preparat.

Rezultatele încercărilor experimentale sînt redate în tabelul 1, iar prelucrarea grafică a acestora care se referă la variaţia în timp a indicilor de uscare este prezentată în figura 1.

Tabelul 1

Valorile indicilor de uscare I_u, %

Proba	[min] τ	0	10	20	30	40	50
NH_4Cl	0,5%	100	78	59	56	43	38
	1%	100	72	57	54	52	49
	1,5%	100	76	48	34	29	23
NH_4NO_3	0,5%	100	70	44	33	26	20
	1%	100	83	57	43	35	39
	1,5%	100	74	50	42	34	31
$(NH_4)_2S_2O_8$	0,5%	100	90	68	58	56	62
	1%	100	80	60	43	42	40
	1,5%	100	83	67	65	46	45

Analiza acestor rezultate duce la concluzia că prezenţa adaosurilor chimice în amestecuri preparate pe bază de lianţi anorganici solizi determină o mărire a duratei de uscare, nefiind recomandabile din punct de vedere economic.

Autorii au ajuns la concluzia că rezultatele favorabile obţinute, folosind astfel de substanţe în amestecuri cu lianţi lichizi organici (de exemplu : leşie sulfitică, dextrină etc.) se explică prin influenţa pe care acestea o au asupra modului în care acţionează lianţii şi nu prin proprietăţile fizice ale apei.

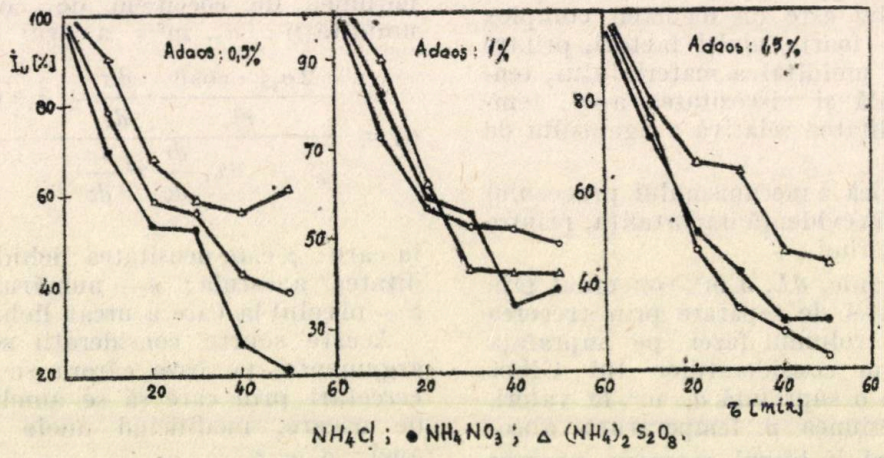


Fig. 1. Variaţia în timp a indicilor de uscare

BIBLIOGRAFIE

[1] Mihăilă, C. ş.a. *Procese şi instalaţii industriale de uscare*. Bucureşti, Ed. Tehnică, 1982.

[2] Vasin, Iu. P. *Activarea chimică a lianţilor din miezuri*. În : Liteinoie proizvostvo, U.R.S.S., 1976, nr. 3, p. 23.

METODE DE INVESTIGARE A INTERACȚIUNII DINTRE ALIAJUL TURNAT ȘI FORMA DE TURNARE

Dr. ing. Teodora Săbău
Institutul Politehnic București

CZ : 669.018.28

Elucidarea cauzelor apariției aderențelor pe suprafața pieselor turnate, în urma interacțiunii aliajului cu forma de turnare, prezintă o mare importanță, date fiind efectele asupra calității suprafeței pieselor turnate și dificultățile privind dezbaterea și curățirea acestora.

Lucrările de cercetare în această direcție s-au extins de la studii direct pe piese turnate, la cercetări speciale de laborator, utilizînd aparatură și metode moderne de investigare.

Primele cercetări au avut drept scop clarificarea dependenței mărimii aderenței de o serie de factori legați de calitatea nisipului de turnătorie, cum ar fi : granulația și temperatura de sinterizare.

Dezavantajul major al cercetării directe pe piesele turnate constă în imposibilitatea unui control riguros al parametrilor care intervin în procesul de interacțiune.

Printre primele direcții de cercetare se pot aminti studiile cu privire la calitatea si comportarea amestecurilor de formare, pe probe de forma și dimensiunile prezentate în figura 1, urmărind în special gradul de îndesare a amestecurilor studiate, permeabilitatea și temperatura de sinterizare. Se stabilește, astfel, o primă apreciere calitativă în legătură cu faptul că fenomenele de pătrundere în materialul formei sînt favorizate, în cazul materialelor cu temperatură scăzută, de sinterizare, granulație grosieră și grad scăzut de îndesare la operațiunea de formare.

Pînă în acest moment, cercetările nu au în vedere problemele complexe legate de interacțiunea mecanică, chimică și termică.

Un prim experiment cu privire la reacțiile dintre topitura metalică și amestecul de formare a fost realizat prin încorporarea unor plăcuțe din oțel în epruveta standard de amestec de formare și încălzirea ansamblului astfel realizat, într-o incintă cu atmosferă controlată. S-au obținut informații importante referitoare la reacțiile aliaj-amestec de formare, fără a se putea analiza însă influența presiunii metalostatice.

Cu o instalație experimentală asemănătoare celei din figura 2, se pot obține informații cu privire la factorii fizici și chimici (precum și la interacțiunile lor), care determină în mod esențial formarea aderențelor. Condițiile experimentale permit obținerea unei suprapresiuni pe baia metalică, corespunzătoare unei valori a coloanei de aliaj lichid (oțel) de pînă la 1400 mm, putîndu-se stabili corelații între presiunea critică de pătrundere, granulația materialului de formare, gradul de îndesare, temperatura de turnare și presiunea metalostatică.

S-a propus un dispozitiv simplu de cercetare, în condiții de laborator, a fenomenelor legate de apariția aderențelor la turnarea oțelului. Acest dispozitiv constă dintr-un creuzet cu aliaj lichid în care sînt introduse probe cilindrice de amestec de formare (fig. 3). Se pot crea, astfel, condiții variabile de presiune metalostatică, în funcție de adîncimea de imersare, în timp ce temperatura băii și durata contactului amestecului cu baia rămîn constante. Secționarea ulterioară a probelor expuse oferă indicații cu privire la comportarea amestecului de formare la penetrarea aliajului, în funcție de presiunea metalostatică și caracteristicile materialului de formare.

O probă standard, care permite compararea rezultatelor, folosită în cercetări similare (fig. 4), utilizează patru epruvete din amestec de formare, fie din același amestec, la grade diferite de îndesare, fie din calități diferite de amestec de formare. Se poate cerceta, astfel, influența simultană a temperaturii de turnare, a presiunii metalostatice și a granulației amestecului de formare întrebuințat.

În figura 5 se prezintă proba standard modificată, care a dus la obținerea de date privind

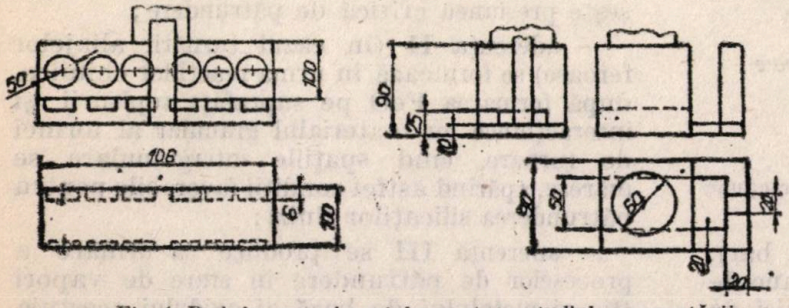


Fig. 1. Probele experimentale pentru studiul comportării amestecului de formare în condiții de turnare

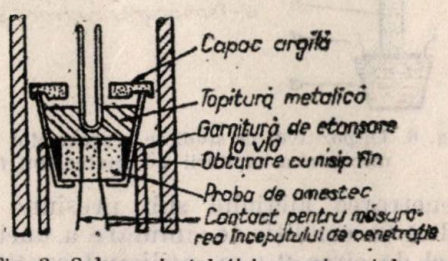


Fig. 2. Schema instalației experimentale concepută de Hoar și Atterton

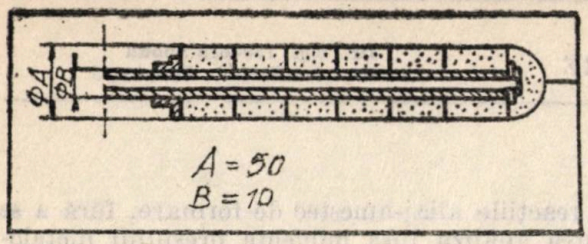


Fig. 3. Dispozitivul de laborator inițiat de Petterson

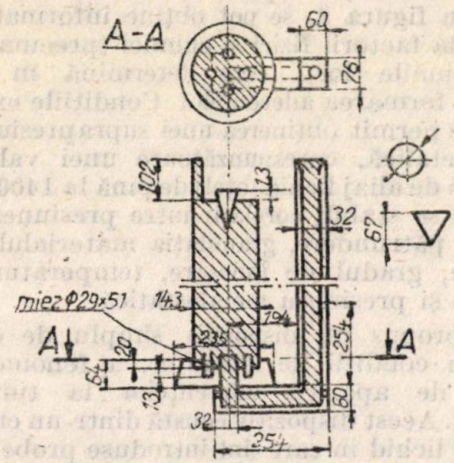


Fig. 4. Proba tehnologică standard pentru cercetarea interacțiunii aliaj-material de formare

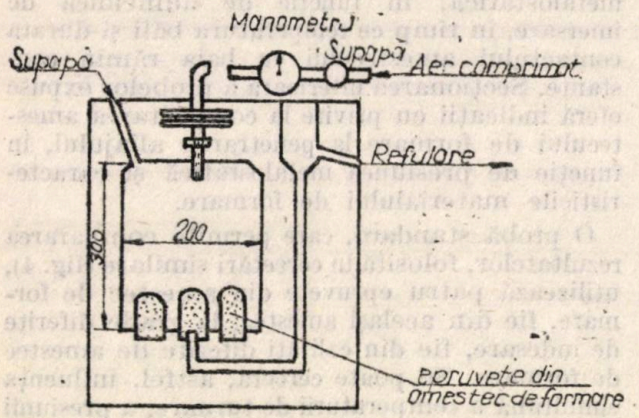


Fig. 5. Schema instalației de cercetare a interacțiunii pe proba standard modificată

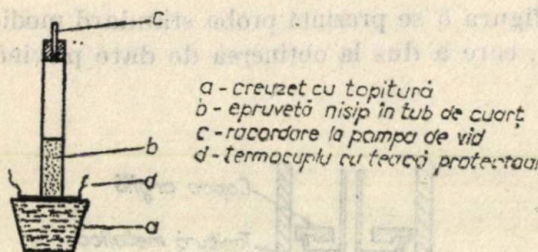


Fig. 6. Dispozitivul de studiere a proceselor de interacțiune mecanică a topiturii cu materialul formei

penetrarea aliajului sub presiune (1,72 bar), adică în condiții de simulare a unei coloane de oțel de circa 2,4 m, utilizînd cantități mici de aliaj lichid.

O observare directă a procesului de penetrare sub aspect pur fizic a fost posibilă cu ajutorul dispozitivului prezentat în figura 6, utilizînd amestec de formare presat într-un tub de cuarț, introdus cu un capăt în topitură, iar celălalt capăt fiind racordat la o instalație de vid pentru a simula presiunea metalostatică necesară. Analiza procesului fizic de pătrundere a fost făcută cu ajutorul unui microscop, iar rezultatele experimentale, astfel obținute, au dus la concluzia că tensiunea superficială a aliajului, raza porilor capilari ai amestecului de formare și condițiile termice sînt determinante în ceea ce privește viteza și adîncimea de pătrundere a aliajului.

Analizînd metodele de cercetare a procesului de formare a aderențelor pe suprafața pieselor turnate, publicate în literatura de specialitate, se poate constata că se disting trei direcții principale :

— cercetarea reacțiilor chimice posibile la interfața aliaj —forma de turnare și a căilor de acționare în direcția diminuării aderențelor la un anumit tip de amestec de formare;

— cercetarea procesului (din punct de vedere pur fizic) de pătrundere, în care variabilele sînt temperatura aliajului, presiunea metalostatică, granulația materialului de formare, gradul de îndesare a amestecului și adaptarea dirijată a rezistenței formei de turnare, la condițiile reale de interacțiune cu aliajul turnat ;

— combinarea celor două direcții de cercetare prezentate, care să apropie condițiile experimentale de practica industrială.

Interpretarea rezultatelor experimentale este dificilă datorită multitudinii de variabile care intervin în proces și care nu pot fi controlate în egală măsură, astfel că, de maximă importanță este aprecierea ponderii cu care participă fiecare variabilă în procesul de interacțiune aliaj-formă de turnare.

Datele furnizate de literatura de specialitate au dus la formularea unor concepte cu privire la modul în care se formează aderențele pe suprafața pieselor turnate, ca o consecință a proceselor de interfață aliaj-formă :

— aderența I se formează în urma unui proces de pătrundere mecanică a aliajului în peretele formei, cînd presiunea metalostatică depășește presiunea critică de pătrundere ;

— aderența II (în cazul turnării aliajelor feroase) se formează în urma reacțiilor chimice, după formarea FeO pe suprafața topiturii și interacțiunea cu materialul granular al formei de turnare, cînd spațiile intergranulare se măresc, apărînd astfel condiții favorabile pentru pătrunderea silicaților fluizi ;

— aderența III se produce ca urmare a proceselor de pătrundere în stare de vapori (fie ai metalului de bază ai oxidului acestuia sau ai oxizilor complecși de tipul $Fe(CO)_5$;

— aderența IV se formează prin pătrunderea mecanică a aliajului lichid în spațiile intergranulare mărite, ca urmare a reacțiilor dintre vaporii de apă și silicea din materialul formei, reacții anterioare interacțiunii aliaj-forma de turnare.

S-a încercat astfel să se explice apariția aderențelor prin unul din mecanismele enumerate, care redau de fapt parțial desfășurarea fenomenelor care au drept consecință apariția aderențelor; mult mai credibilă ar fi ideea apariției aderenței în urma unei succesiuni de procese la interfață, în sistemul complex aliaj—forma de turnare—atmosfera gazoasă din cavitatea formei.

Cercetări proprii efectuate în legătură cu mecanismul apariției și dezvoltării aderențelor pe suprafața pieselor turnate au fost orientate în cîteva direcții:

— stabilirea teoretică a cîmpului de temperatură din peretele formei, în cazul turnării unei piese de tip placă semilimitată, la turnarea oțelului într-o formă din amestec de formare clasic, pe baza calculelor de schimb de căldură, a grosimii din formă pînă la care temperatura atinge valori mai mari sau egale cu temperatura de topire a faialitei, precum și adîncimea posibilă de pătrundere a aliajului lichid în forma de turnare. S-a observat astfel că, teoretic, pătrunderea aliajului în spațiile intergranulare este condiționată de temperatura formei, de temperatura de turnare, de coeficientul de difuzie termică a materialului de formare și de durata de menținere a aliajului, în stare lichidă, la suprafața de contact;

— măsurătorile unghiului de umectare, determinate prin metoda „picăturii așezate pe suport" (fig. 7) care au permis determinarea tensiunii superficiale a oțelului turnat în forme realizate din diferite materiale granulare (nisip cuarțos, zircon, șamotă, olivină, magnezită, cromomagnezită) și a presiunii critice de pătrundere a aliajului în porii formei care, corelate cu presiunea metalostatică stabilită în condiții reale (configurația și dimensiunile piesei turnate) permit determinarea condițiilor tehnologice în care fenomenul de penetrare nu se inițiază;

— stabilirea corelației dintre principalii factori tehnologici și mărimea aderențelor mecanice, care se poate realiza utilizînd proba tehnologică din montajul experimental prezentat în figura 8;

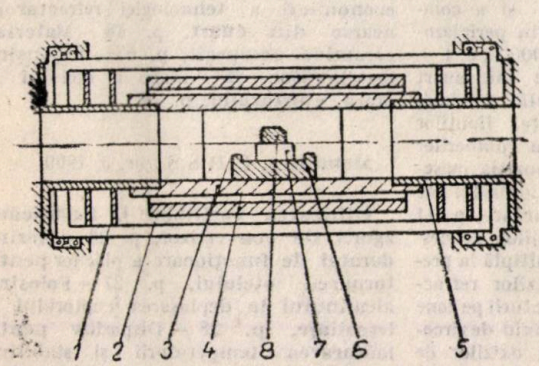


Fig. 7. Instalația pentru determinarea tensiunii superficiale prin metoda picăturii așezate pe suport: *1* — tub exterior de cuarț; *2* — tub interior de cuarț *3* — cilindru de grafit; *4* — cilindru refractar; *5* — suporți cilindrici; *6* — tăviță de grafit; *7* — suportul picăturii; *8* — picătura

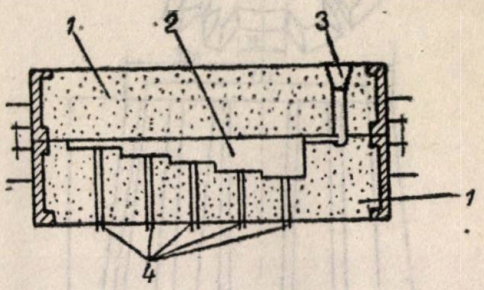


Fig. 8. Montajul experimental pentru stabilirea corelației dintre factorii tehnologici și mărimea aderențelor: *1* — semiformele de turnare; *2* — cavitatea formei; *3* — rețeaua de alimentare; *4* — termocupluri

— modelarea presiunii metalostatice cu o depresiune creată în formă, care a fost posibilă utilizînd un dispozitiv (fig. 9) de vidare a probelor standard din amestec de formare, imersate în baia de aliaj lichid și urmărind configurația aderenței obținute, în funcție de următorii parametri: granulația nisipului, durata contactului amestecului de formare cu baia metalică, gradul de dezoxidare a topiturii;

— determinările de indice de aderență, care permit aprecierea comportării amestecului de

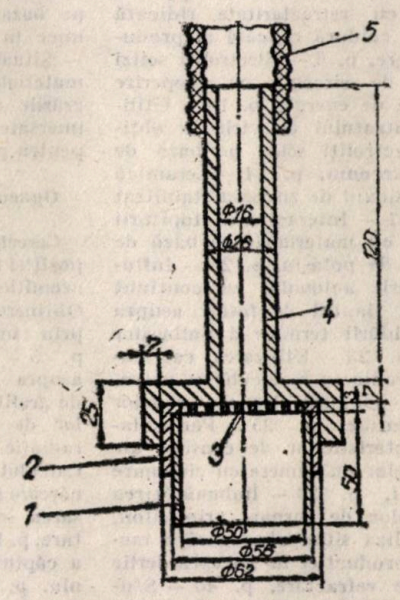


Fig. 9. Schema dispozitivului de prindere a probei din amestecul de formare, în vederea obținerii depresiunii prin racordarea la stația de vidare: *1* — element de prindere a epruvetei standard din amestec de formare aflat în contact cu baia metalică; *2* — piesă de etanșare: *3* — orificii de ventilare; *4* — suport; *5* — racord la instalația de vidare

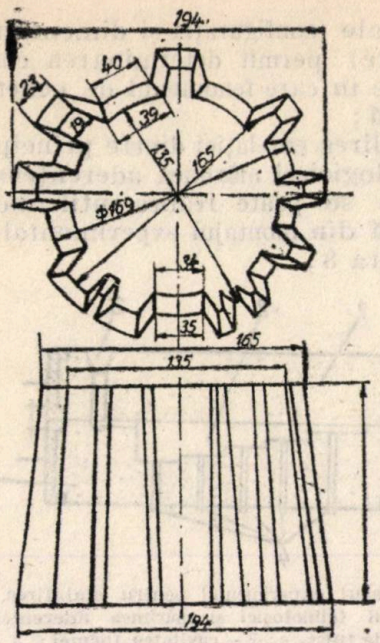


Fig. 10. Modelul experimental pentru determinarea indicelui de aderenţă

formare, în ceea ce priveşte formarea aderenţelor, în funcţie de raportul volum aliaj turnat — volum amestec de formare, care se pot obţine pe proba tehnologică prezentată în figura 10.

Metodele de investigare, completate cu studii de microscopie optică şi electronică efectuate, au permis evidenţierea unor particularităţi privind mecanismul formării aderenţelor. Analizînd cele patru modele de bază propuse de literatura de specialitate, se poate aprecia că fiecare dintre ele, individual, nu poate da explicaţii acceptabile şi, în consecinţă, se avansează ideea unui nou mecanism al interacţiunii:

- interacţiune chimică (procese de oxidare, reacţii cu materialul formei, procese de decarburare);
- vaporizare (pătrundere în stare de vapori);
- pătrundere mecanică în spaţiile intergranulare a fazei lichide $(FeOMnO)SiO_2$ care umectează materialul formei în lipsa oricărei presiuni metalostatice.

REVISTA REVISTELOR

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 5, 1990

Situaţia şi perspectivele dezvoltării producţiei de tipuri noi de cărămizi refractare, p. 1 — Încercarea căptuşelii din beton cu refractaritate ridicată în fluxul de căldură ridicată al produselor de ardere, p. 6 — Electroliţi solizi din dioxid de zirconiu cu acoperire conducătoare de energie, p. 10 — Utilizarea concentratului de ytriu la obţinerea de electroliţi solizi pe bază de dioxid de zirconiu, p. 14 — Ceramică pe bază de dioxid de zirconiu stabilizat parţial, p. 17 — Interacţiunea topiturii de aluminiu cu materialele pe bază de fluorflogopit de potasiu, p. 20 — Influenţa structurii anionului cu conţinut de fosfor în liantul de fosfat asupra inhibiţiei oxidării termice a pulberilor de grafit, p. 23 — Utilizarea calculatorului electronic în recalcularile petrochimice ale compoziţiilor materialelor magneziosilicatice, p. 25 — Particularităţile caracteristicilor de consum ale alimentatoarelor cu camere cu ciclonare a reutilizării, p. 29 — Îmbunătăţirea calităţii ţevilor de turnare prin sifon, p. 37 — Analiza situaţiei asigurării metrologice a producţiei în întreprinderile de materiale refractare, p. 40 — Studierea unor scheme raţionale de încărcături pentru stivuirea cărămizilor silica în vagoneţii cuptorului prin utilizarea unui model matematic de schimb de căldură, p. 44 — Schimb de căldură prin radiaţie la torcretarea căptuşelii convertizorului cu jet în evantai simetric axial, p. 48 — Pahare imersate din mulit pentru turnarea oţelului, p. 53 — Modificări de structură şi de fază în pulberile de mulit topit şi produsele pe baza acestuia în cazul ciclării termice în mediu de hidrogen, p. 56 — — Situaţia şi perspectivele dezvoltării materialelor refractare pentru prelucrările de bază ale siderurgiei. Pahare imersate ale distribuitoarelor şi ţevi pentru protecţia jetului de metal, p. 60.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 6, 1990

Cercetarea microstructurii şi a compoziţiei fazelor cărămizilor din periclazocromitice, arse la 1750 — 2 000 C, p. 1 — Obţinerea ceramicii nearse din cuarţ prin impregnarea în sticlă solubilă, p. 5 — Cercetarea influenţei lianţilor asupra oxidării termice a pulberilor de grafit care intră în compoziţia maselor de ştampare, p. 9 — Controlul de radiaţie al cărămizilor refractare, p. 11 Calculul parametrilor ecuaţiilor de descărcare şi de compactare multiplă la presarea semiuscată a cărămizilor refractare, p. 17 — Formarea structurii pe zone a căptuşelii pe bază de dioxid de zirconiu, p. 22 — Determinarea oxizilor de potasiu şi sodiu în materialele refractare prin metoda absorbţiei atomice, p. 27 — Influenţa tipului de adaosuri cu conţinut de fier asupra compoziţiei de fază a cărămizii silica şi asupra scoaterii de produse bune, p. 31 — Căptuşeli termoizolante pe bază de zgură granulată pentru încălzirea lingourilor din oţel, p. 33 — Proprietăţile de radiaţie ale componentelor acoperirilor refractare, p. 35 — Pahare imersate din corindon şi grafit pentru maşinile de turnare continuă a sleburilor, p. 37 — Particularităţile comportării căptuşelii cuptorului cu creuzet şi inducţie la elaborarea fontei, p. 40 — Utilizarea acoperirilor prin torcretare la căptuşirea stratului de lucru al distribuitoarelor maşinilor de turnare continuă, p. 43 — Utilizarea paharelor cu conţinut de grafit la turnarea lingourilor sub vid, p. 46 — Eficienţa economică a tehnologiei refractarelor nearse din cuarţ, p. 48 — Materiale ceramice compozit, p. 53 — Căptuşirea instalaţiilor de vidare a oţelului în afara cuptorului, p. 58.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 5, 1990

Utilizarea vurtitului la fluidificarea zgurii de convertizor, p. 26 — Mărirea duratei de funcţionare a plăcilor pentru turnarea oţelului, p. 27 — Folosirea alcalinului la deplasarea cuptorului de feroaliaje, p. 28 — Dispozitiv pentru măsurarea temperaturii şi stabilirea conţinutului de carbon în oţelul lichid, p. 28 — Utilizarea eficientă a instalaţiei de control a gradului de oxidare a oţelului UKOS-1, p. 29 — Controlul calităţii macrostructurii roţilor de cale ferată, p. 31.

METALEXPORTIMPORT S. A.

Constituită în baza Hotărîrii Guvernului României din 17.07.1948, Metalexportimport a luat ființă sub forma unei societăți anonime de stat, prin fuzionarea a 11 societăți comerciale pe acțiuni existente în țară în acea vreme.
Prin Hotărîrea Guvernului României nr. 1200 din 12.XI.1990, Metalexportimport s-a transformat în Metalexportimport S.A.
Metalexportimport — una din primele societăți pentru comerțul exterior și totodată una dintre cele mai mari de acest gen din România — a avut un rol deosebit de important în asigurarea din import a economiei cu materii prime, semifabricate și produse finite după cel de al doilea război mondial.
De-a lungul anilor, activitatea societății comerciale Metalexportimport s-a amplificat și diversificat continuu, cuprinzînd o gamă largă și din ce în ce mai complexă de produse.

SOCOMEX S.A.R.L.

1968 — 1990

ASOCIAT ȘI PARTENER DE AFACERI DE O VIAȚĂ!

București — România
Str. Mendeleev, nr. 21—25
Tel.: 59.68.25

Linie internațională 620
Telex: 11515
Telefax: 507922

EXPORT

A. Laminate din oțel finite pline
- profiluri din oțel
- oțel beton
- tablă subțire
- tablă groasă
- sîrmă laminată

B. Produse trefilate din oțel
- sîrmă din oțel
- bare trase
- sîrmă ghimpată
- cuie
- electrozi de sudură
- cabluri din oțel
- lanțuri industriale

C. Produse tubulare din oțel
- țevi instalate sudate
- țevi petroliere laminate
- prăjini de foraj
- țevi de extracție
- țevi pentru construcții sudate

D. Produse din oțel zincate
- sîrmă zincată
- țevi zincate
- tablă zincată

E. Produse neferoase
- blocuri aluminiu
- laminate aluminiu

IMPORT

A. Materii prime
- feromolibden
- feromangan
- ferosiliciu
- ferovanadiu
- ferocrom
- ferosilicomangan
- nichel
- cobalt
- magneziu
- mercur

B. Materiale de bază
- profiluri grele
- profiluri mijlocii și ușoare
- fontă
- tablă din oțel
- țevi oțel
- laminate
- sîrmă oțel
- benzi oțel
- platină
- zinc
- plumb
- cupru rafinat

Livrare promptă, la cerere!

E 3280

METALURGIA

FERO-ALVA

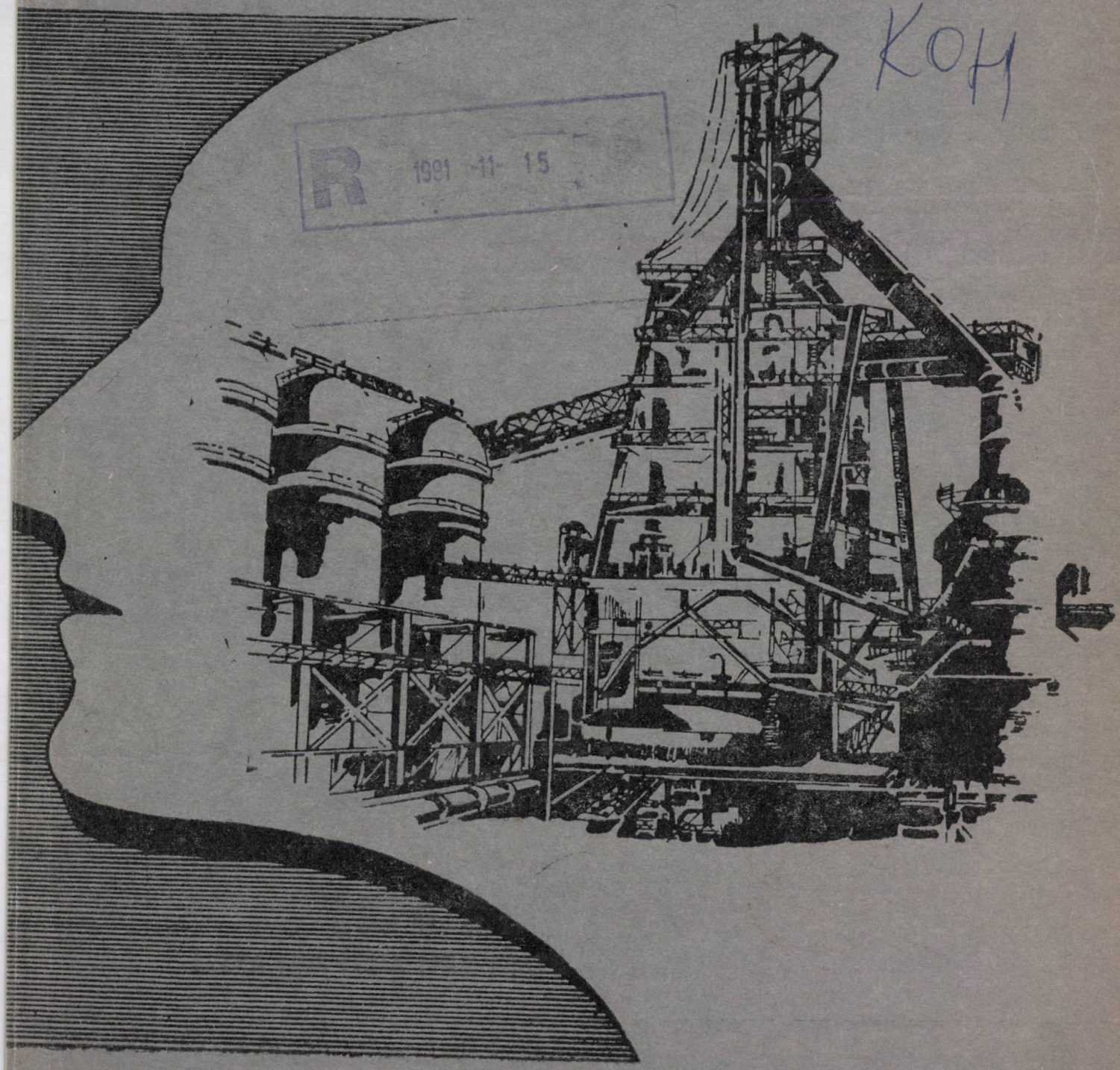
OTELINOX TÎRGOVIȘTE S.A.

Nr. 5

METALURGIA • BUCUREȘTI
ANUL XLIII • MAI 1991

KOH

R 1991 -11- 15



„OȚELINOX“ S. A. is looking for foreign partners having raw materials in order to obtain finished products

Our knowledge is at your service

We invite you to use it

«OȚELINOX» S.A produce:

Chapa y banda de acero inoxidable y de acero refractario laminadas en frio:

- acero ferrítico
- acero martensítico
- acero refractario
- acero austenítico

Productos de laminación — chapas:

1000 — 1250 × 2000 — 4000 mm
bandas 50 — 1250 mm anchura para espesor < 1 mm
bandas 100 — 1250 mm anchura para espesor ⩾ 1 mm

Productos laminados en caliente

- acero antifricción para cojinetes de bolas
- acero de muelle
- acero inoxidable
  - — ferrítico
  - — martensítico
  - — austenítico

Productos finitos

- rollos ∅ 10 — 22 mm
- barras ∅ 16 — 30 mm

Normas de ejecución:

STAS; DIN; AISI; JIS; ASTM

«OȚELINOX» S. A. produces:

Stainless steel and refractory steel cold rolled sheets and strips:

- Ferritic steel
- Martensitic steel
- Austenitic steel
- Refractory steel

Finished products — plates:

1000 — 1250 × × 2000 — 4000 mm
strips of 50 — 1250 width with thickness < 1 mm
strips of 100 — 1250 width with thickness ⩾ 1 mm

Hot rolled finished products

- Antifriction bearing steel
- Spring steel
- Stainless steel
  - — ferritic steel
  - — martensitic steel
  - — austenitic steel

Finished products

- coils of 10 — 22 mm ∅
- rods of 16 — 30 mm ∅

Standards: STAS; DIN; AISI; JIS; ASTM

1992 JAN 29

Şos. Găieşti nr. 16
Tel: 14106;35228
Telex 17291 INOX R
CONT 30.15.20.201
BN Tîrgovişte

OŢELINOX S.A. TÎRGOVIŞTE

OŢELINOX s-a înfiinţat la 1 iunie 1974 prin finalizarea tratativelor între Banca Internaţională pentru Reconstrucţie şi Dezvoltare şi Banca Centrală de Investiţii din România, privind asigurarea fondurilor necesare achiziţionării tehnologiilor şi utilajelor de la firma NISSHIN STEEL CO LTD, NISSHO-YWAI CORPORATION, MARUBENI, DAIDO şi MOELLER & NEUMANN.

În data de 16 noiembrie 1979 s-a procesat primul rulou de bandă laminată la cald din oţel inoxidabil, iar în ianuarie 1981 a fost laminată prima ţaglă.

În luna februarie 1991 s-a organizat, conform noii legislaţii româneşti, în Societatea Comercială OŢELINOX S.A.

OŢELINOX S.A. se compune din două secţii:

— secţia de table şi benzi din oţel inoxidabil;

— secţia de laminare profiluri mici şi sîrmă

Secţia de table şi benzi din oţel inoxidabil foloseşte ca materie primă bandă laminată la cald sub formă de rulou din oţeluri inoxidabile.

Dimensiunile rulourilor din bandă laminată la cald sînt următoarele:

— grosimea: 3,0—6,0 mm;
— lăţimea: 840—2300 mm;
— greutatea:
— max. 15 000 kg;
— min. 8 000 kg;
— diametrul:
— interior: 850 sau 610 mm;
— exterior: max. 1 600 mm.

Utilajele principale ale secţiei sînt:

— un laminor tip Sendzimir cu capacitatea de laminare la rece de 30 000 t/an;

— o linie de tratament termic, decapare bandă laminată la rece, unde se obţin caracteristicile mecanice, structura şi aspectul suprafeţei corespunzătoare pentru oţelul inoxidabil;

— un laminor de dresare unde se obţin o omogenitate bună şi o suprafaţă lucioasă a benzii;

— o linie de tăiere longitudinală unde se obţine bandă sub formă de rulouri cu următoarele dimensiuni:
— grosimea: 0,3—3,0 mm;
— lăţimile: 50—1 250 mm pentru grosimi < 1 mm;
100—1 250 mm pentru grosimi > 1 mm;

— o linie de tăiere transversală unde banda se debitează în table cu următoarele dimensiuni:
— lăţimea: 800—1 250 mm;
— lungimea: 800—4 000 mm.

Starea suprafeţei tablelor şi benzilor:
2D; 2B; 3; 4; 7 conform AISI.

Standardul de execuţie:
STAS; AISI; DIN; JIS; ASTM; GOST; AFNOR.

Utilajele şi instalaţiile existente sînt în totalitate de proveniență japoneză.

Laminorul de profiluri mici şi sîrmă pentru oţeluri aliate şi înalt aliate a fost conceput pentru o producţie de 120000 t/an.

Materia primă folosită este ţagla cu dimensiunile de 80 sau 100 mm × 6 000—9 000 mm.

Tipurile de oţeluri laminate sînt următoarele:

— oţel carbon de calitate; oţel aliat; oţel pentru rulmenţi; oţel pentru arcuri; oţel carbon de scule; oţel aliat de scule; oţel inoxidabil; oţel rapid de scule; oţel beton.

Pentru realizarea producţiei finite pe stări de livrare au fost prevăzute următoarele capacităţi de producţie:

—Laminorul de tip continuu, cu caje orizontale şi verticale acţionate individual şi care dezvoltă o viteză de laminare de maximum 35 m/s;

— Tratamentul termic: a — colaci; — cuptoare continue tip tunel cu vatră cu role şi atmosferă de protecţie;

— cuptoare tip clopot cu atmosferă de protecţie;

b — bare; — cuptor continuu cu vatră cu role;

— cuptor tip elevator cu atmosferă de protecţie.

— Ajustaj: maşini de îndreptat cu role multiple: maşini de cojit bare; maşini de cojit colaci; maşini de broşat colaci; maşini de şlefuit bare.

Starea de livrare: — *în colaci*: 6—23 mm; laminat; laminat şi tratat termic; tratat termic şi cojit; tratat termic şi broşat; tratat termic, cojit şi şlefuit;
— *în bare*: 16—30 mm: laminat; laminat şi tratat termic; tratat termic şi cojit; tratat termic, cojit şi şlefuit.

Ambele secţii sînt deservite de laboratoare (laboratorul chimic, spectrografic, mecanic, de metalografie şi coroziune) echipate cu cea mai modernă aparatură, astfel încît să poată satisface cele mai exigente cerinţe ale beneficiarilor.

OŢELINOX S.A. beneficiază de personal de înaltă calificare specializat în Japonia.

Transportul materiei prime se poate face pe cale ferată, cu mijloace auto sau pe mare cu vaporul prin portul Constanţa.

OŢELINOX S.A. colaborează cu firme producătoare şi de comerţ din Europa de Vest, Europa de Est, Asia, care pun la dispoziţie materia primă.

metalexportimport

BUCHAREST – ROMANIA ○ 21 – 25, D.I. MENDELEEV ST. ○ TEL.: 59.68.25. ○ TELEX: 11515 metal r

FLAT PRODUCTS

• hot rolled steel plates; cold rolled steel sheet; galvanized steel sheets; cold rolled non-oriented grain silicon steel strip

HOT ROLLED STEEL PROFILES

• channels UNP; joists INP; equal angles; unequal angles; flat bars; square bars; round bars; alloyed and high speed tool steel; hot rolled round ball-bearing steel

STEEL WIRE AND WIRE PRODUCTS

• nail wire; welding electrodes wire; galvanized barbed wire type JOWA; bright steel wire for prestressed concrete (PC wire); brass plated steel cord for tyres; welding electrodes; bronze plated steel wire; stud link anchor chain cable; steel wire ropes bright or galvanized; round wire nails; soft galvanized steel wire; stress relieved steel wire strands

Make Us Your Partner for Success!

METALEXPORTIMPORT S.A. ROMANIA

...for Success!

...for Success!

REINFORCING STEEL AND WIRE ROD
SEAMLESS AND WELDED TUBES

• seamless steel pipes; seamless steel plain end line pipe; seamless steel casing; ERW pipes; longitudinally ERW pipes; cold formed profiles; cold formed profiles from hot rolled steel strip

ALUMINIUM INGOTS AND ALUMINIUM PRODUCTS

• sheets; foils; square; round; hexagonal bars, tubes, extruded profiles

METALURGIA 5

ORGAN AL DEPARTAMENTULUI INDUSTRIEI METALURGICE 1991

CUPRINS

Berceanu, E., Butnariu, I. și Mustață, C. T.: **Adîncimea de pătrundere a unui jet de gaz suflat peste un lichid, prin analiză dimensională** 7

Postelnicescu, M. și Prisecaru, T.: **Considerații în legătură cu calculul de rezistență a țevilor de ecran din focarele cazanelor** 10

Păsărică, Victoria, Moiceanu, Ionica și Ionescu, V.: **Studiul autoradiografic al influenței calității buceșelor ceramice exoterme asupra evoluției solidificării lingourilor de 600 kg din oțel rapid** *(Partea I)* 14

Bratu, C., Ștefănescu, Fl. și Săbău, Teodora: **Reducerea consumului de metal la piesele turnate din oțel prin folosirea maselotelor exoterme cu gradient mare de temperatură** *(Partea I)* 27

Sofroni, L. și Crișan, A.: **Cercetări privind granularea magneziului** 33

Recenzii 38, 39

Revista revistelor 13, 26, 32, 40

COLEGIUL DE REDACȚIE

dr. ing. Alexandru **Georgescu**, dr. ing. Emil **Ionescu**, dr. ing. Sandu Ioan **Florentin**, dr. ing. Ion **Chiose**, dr. ing. Silviu **Samoilescu**, ing. Ion **Prisecaru**, dr. ing. Corneliu **Rizescu**, ing. Alexandru **Florea**, dr. ing. Florea **Oprea**, prof. dr. ing. Constantin **Dumitrescu**, ing. Victor **Scorțanu**, ing. Sever **Milancovici**, ing. **Constantin Sîrbu**, dr. ing. Gheorghe **Pîrvu**, ing. Sorin **Dumitriu**, conf. dr. ing. Ion **Ripoșan**, dr. ing. Constantin **Coșneanu**

Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă. P.O. Box 136-137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie, nr. 3.

Șef. O.I.D. : ing. Brândușa Florentina Scorțea

Redactor responsabil : prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor : ELENA PÂRVU

Revista METALURGIA, organ al Departamentului Industriei Metalurgice — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sectorul 1. Telefon 59.49.90. Revista este editată de ICEM—O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. Română — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 600 anual. Costul unui exemplar : lei 50. Tiparul I. P. Universul, str. Brezoianu, nr. 23—25 București

„UNIVERSUL" — c 3152

CONTENTS

DC: 662.69

Berceanu, E., Butnariu, I. and Mustață C. T.: **Penetration Depth of a Gas Spout Blown Above a Liquid**

The paper presents the dimentional analysis method used in order to determinate the relation between one system parameters. The authors determined the cavity depth formed in a liquid when blowing a gas.

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 7—9

DC: 621.774.621

Postelnicescu, M. and Prisecaru, T.: **Stress Calculation of Shield Tubes from Boiler Furnaces**

The thermal stress resistance of shield tubes has to be strictly checked in order to maintain the furnace reliability.

Only the correlation between the steel quality and tube diameter can assure a reliable operation.

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 10—13

DC: 621.039.85

Păsărică, Victoria, Moiceanu, Ionica and Ionescu, V.: **Autoradiographic Study of the Influence of Exothermal Ceramic SleevQu ality on the Solidifcation Rate of 600 kg Ingots**

The authors present the results of the researches carried out with radioactive phosphorous on the operation behaviour of two exothermal ceramics sleeves types, set up on V type ingot mould.

The isotope distribution autoradiographies in metal during the 600 kg ingot solidification made in RP5 high speed steel highlights the metal solidification-evolution in ingot and in feed-head as well as the type, the location and the physical heterogeneity extention.

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 14—26

DC: 621.747

Bratu, C., Ştefănescu, Fl. and Săbău, Teodora: **The Reduction of Metal Consumption for Steel Castings using the Exothermic Heads with a high Temperature Gradient**

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 27—32

DC: 669.621:66.099.2

Sofroni, L. and *Crişan, A.*: **Researches concerning Magnesium Granulation**

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. p. 33—37

INHALT

DK: 662.69

Berceanu, E., Butnariu, I. und Mustață, C. T.: **Eindringtiefe eines in einer Flüssigkeit eingeblasenen Gasstrahls, durch die Dimensionsanalyse**

Die Arbeit wiedergibt eine Methode der Dimensionsanalyse für die Bestimmung der zwischen den Systemparametern vorhandenen Beziehung. Im Artikel wurde die Tiefe des in einer Flüssigkeit entstandenen Hohlraums, während des Einblasens eines Gases, bestimmt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 7—9

DK: 621.774.621

Postelnicescu, M. und Prisecaru, T.: **Einige Betrachtungen angesichts der Festigkeitsrechnung der Schirmrohre von den Kesselfeuerungen**

In der Arbeit wird gezeigt, dass sie Schirmrohre von den Kesselfeuerungen gründlich bei den betreffenden thermischen Spannungen kontrolliert müssen.

Das Verzichten auf der o.g. Kontrolle konnte zu einer unzulässigen Verminderung der Leistungsfähigkeit des Kessels, wegen den frühzeitigen und wiederholten Risse des Rohrwerkstoffs, führen.

Es wird bewiesen, dass durch die Korrelierung der Qualität des Stahls mit den Durchmesser der Rohre, eine wirksame Betriebsweise des Kessels gesichert werden kann.

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 10—13

DK: 621.039.85

Păsărică, Victoria, Moiceanu, Ionica und Ionescu, V.: **Autoradiographisches Studium zum Einfluss der Qualität der keramischen exothermen Buchsen auf der Entwicklung der Erstarrung von 600 kg-Blöcken**

Es werden die Resultate der auf Basis von radioaktiven Phosphor ausgeführten Erforschungen betreffs des Betriebsverhaltens von zwei Arten von keramischen exothermen Buchsen die an Typ V_6-Blockgussformen montiert werden, dargestellt.

Die Autoradiographien der Verteilung des Isotops im Metall während der Erstarrung der 600 kg-RP5—Schnellarbeitsstahlblöcke heben die Entwicklung der Erstarrung des Metalls im Block und im Aufguss und damit verbunden, die Art, die Lagerung und die Erweiterung der physikalischen Unhomogenitäten hervor.

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 14—26

DK: 621.747

Bratu, C., Ştefănescu, Fl. und Sabău, Teodora: **Verminderung des Metallverbrauchs im Bereich der Stahlgussstücke mittels des Einsatzes der exotherm verlorenen ... mit hohem Temperaturgradient**

Metalurgia 43, (1991), nr. 5, p. 27—32

DK: 669.621:66.099.2

Sofroni, L. und Crişan, A.: **Einige Untersuchungen betreffs des Körnung von Magnesium**

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 33—37

SOMMAIRE

CD: 662.69

Berceanu, E., Butnariu, I. et Mustață, C. T.: **La profondeur de pénétration d'un jet de gas soufflé sur un liquide, par analyse dimensionnelle**

L'article présente la méthode de l'analyse dimensionnelle pour déterminer la rélation qui existe entre les paramètres d'un systéme. On a déterminé la profondeur de la cavité formée dans un liquide, au cours de l'insufflation d'un gas.

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 7—9

CD: 621.774.621

Postelnicescu, M. et Prisecaru, T.: **Considérations sur la détermination de la résistance des tubes de protection des foyers des chaudiéres**

Les auteurs demontrent le fait que les tubes de protection des foyers des chaudières doivent être rigoureusement verifiées aux tensions thermiques qui apparaissent.

Une corrélation optima entre la qualité de l'acier et le diamètre des tubes peut assurer aux chaudières un fonctionnement sûr.

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 10—13

CD: 621.039.85

Păsărică, Victoria, Moiceanu, Ionica et Ionescu, O.: **L'étude autoradiographique de l'influence de la qualité des moyeux céramiques exothermes sur l'évolution de la solidification des lingots de 600 kg**

Les auteurs présentent les résultats des recherches effectuées avec du phosphore radioactive sur la tenue en fonctionnement de deux types de moyeux céramiques exothermes montés sur des lingotières V6.

Les autoradiographies de la répartition de l'isothope en ,métal au cours de la solidification des lingots de 600 kg en acier rapide RP5 ont mis en évidence l'évolution de la solidification du métal en lingot et en masselotte de même que l'emplacement et le développement des non-homogeneités physiques.

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 14—25

CD: 621.747

Bratu, C., Ștefănescu, Fl. et Săbău, Teodora: **La réduction de la consommation de métal à la fabrication des piéces coulées en acier par l'utilisation de masselottes exothermes à haut gradient de température**

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 27—32

DK: 669.621:66.099.2

Sofroni, L. et Crișan, A.: **Recherches concernant la granulation du magnésium**

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 33—37

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 662.69

Берчеану, Е., Бутнариу, И. и Мустацэ, К.: **Глубина проникновения газовой струи, продутого через жидкость размерным анализом**

Работа представляет метод размерного анализа для определения существующей зависимости между параметрами одной системы. В данном случае определена глубина полости, образованной в жидкости при продувке газа сверх нее.

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 7—9

ДК: 621.774.621

Постелническу, М. и Присекару, Т.: **Соображения по расчету на прочность труб экрана из топок котлов**

Трубы экрана из топок котлов объязательно должны быть проверены при появляющихся термических напряжениях.

Отказатся от этой проверки может привести к недопустимому снижению надежности работы котла, преждевременным и повторным обрывам материала труб.

Установлено, что корреляцией качества стали с диаметром труб можно обеспечить котлу надежную работу во времени.

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p 10—13

ДК: 621.039.85

Пэсэрикэ, Виктория, Мойчеану, Ионика, и Ионеску. О. **Авторадиографическое исследование влияния качества экзотермических керамических втулок на эволюцию затвердевания 600 кг слитков**

Представлены результаты исследований радиоактивным фосфором на поведение при эксплуатации двух типов экзотермических керамических втулок, установленных на слитках типа V6.

Авторадиографии распределения изотопа в металле при затвердевании 600 кг быстрорежущих стальных слитков RP5 выявляют эволюцию затвердевания стали в слитке + прибыль и в связи с этим — тип, размещение и расширение физических неоднородностей.

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 14—26

ДК: 621.747

Брату, К., Штефэнеску, Ф. и Сэбэу, Теодора: **Снижение расхода металла стальных отливок использованием экзотермических прибылей с высоким температурным градиентом**

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 27—32

ДК:669.621:66.099.2

Софрони, Л. и Кришан, А.: **Исследования грануляции магния**

Metalurgia 43 (1991), nr. 5, p. 33—37

Str. Laminoriştilor
nr. 145, cod 3351
Cluj-Napoca
Tel.: 953/68150;
68083
Telex: 31282

Societatea comercială „Industria Sîrmei" S.A. produce şi comercializează:

Oţel lingou aliat, nealiat, poligonal aliat şi poligonal nealiat
Blumuri şi ţagle de relaminare din oţel aliat şi nealiat
Profiluri laminate din: oţel necalmat, oţel calmat şi carbon de calitate, oţel carbon de scule, oţel aliat, oţel aliat pentru arcuri, oţel aliat pentru rulmenţi
Sîrmă laminată din: oţel necalmat, oţel necalmat de sudură, oţel carbon pentru beton precomprimat, oţel carbon pentru arcuri, oţel slab aliat, oţel aliat, oţel aliat de sudură şi sudură în CO_2, oţel înalt aliat inoxidabil, oţel rezistiv, monel, oţel beton şi oţel beton PC ampretat

Sîrmă trefilată cu rezistenţa sub 50 kgf/mm²

— sîrmă moale neagră, sîrmă de balotat paie, sîrmă tare lucioasă, sîrmă tare mată, sîrmă moale cuprat lucios, sîrmă tare cuprat lucios, sîrmă pentru nituri, sîrmă pentru spete, sîrmă lată de poligrafie, sîrmă semirotundă pentru şplinturi, sîrmă pentru agrafe de şampanie, sîrmă lată, pătrată şi sîrmă de sudură

Sîrmă trefilată cu rezistenţa peste 50 kgf/mm²

— sîrmă şi toron din oţel beton precomprimat (neted, ampretat, toron)
— sîrmă pentru cablu de tracţiune mat şi zincat
— sîrmă pentru cablu de aluminiu mat şi zincat
— sîrmă pentru arc nealiat, arc aliat, arc de tapiţerie
— sîrmă zincată pentru benzi transportoare
— sîrmă pentru taloane auto şi velo
— sîrmă alămită pentru armarea furtunurilor
— sîrmă de sudură aliată şi sudură în CO_2
— sîrmă pentru arc, sîrmă din oţel inoxidabil
— sîrmă din oţel OTEVA
— sîrmă din aliaj FeNi, CuNi
— sîrmă cromel, alumel şi oţel rezistive

Sîrmă zincată şi cositorită
Sîrmă ghimpată neagră şi zincată
Cabluri de tracţiune
Electrozi de sudură, bazici, titanici, celulozici, inoxidabili termorezistenţi şi din fontă
Cuie pentru construcţii, speciale şi ţinte
Filiere, piese sinterizate şi pulberi din fier
Oxigen tehnic şi azot
Bare trase, cojite, şlefuite şi oţel calibrat
Flux de sudură
Societatea Comercială „Industria Sîrmei" S.A. execută şi prelucrează:
— piese de schimb
— construcţii metalice
— cilindri din oţel
— piese turnate din oţel şi din metale neferoase

SOCIETATEA COMERCIALĂ „INDUSTRIA SÎRMEI" S.A. îşi aşteaptă parteneri comerciali şi de afaceri, fiind deschisă adaptării la cerinţele partenerilor externi şi interni oricărei activităţi directe şi conexe obiectului său de activitate

„Industria sîrmei' S.A. Cimpia Turzii offers:

Alloyed and unalloyed ingot steel, polyhedral alloyed and unaloyed ingot steel

Alloyed and unalloyed steel blooms and re-rolling billets
Long sections from: rimmed steel, killed steel and high quality carbon steel, carbon tool steel, alloy steel, spring steel, ballbearing steel

Wire rod from: rimmed steel, rimmed steel for welding, plain carbon steel for pre-stressed concrete, spring plain carbon low-alloy steel, alloy steel, alloyed welding steel and CO_2 under welding high-alloy steel, stainless steel, resistive steel monel, monel steel concrete iron

Hard-drawn wire with resistance under 50 kgf/mm²

—black soft wire, wire for bundling, bright hard wire, dull hard wire, bright soft coppered wire, bright hard coppered wire, pin wire, reed wire, flat wire for polygraphy, semiround wire for lockingpin, wire for champain brooch, flat wire, square wire and welding wire

Hard drawn wire with resistance over 50 kgf/mm²

— pre-stressed concrete steel wire and strand
— dull and galvanized cable wire
— dull and galvanized aluminium cable wire
— unalloyed steel spring wire, alloyed steel spring wire and upholstery spring wire.
— galvanized wire for conveyer belts
— wire for auto and velo beads
— brassed wire for houses reinforcement
— alloyed steel wire for welding including CO_2 welding
— spring wire, stainless steel wire
— OTEVA steel wire
— FeNi, CuNi wire
— wire for thermocouples and for heating elements

Galvanized and tinned wire
Black and tinned barbed wire
Cable wire
Welding electrodes
Nails and pins
Dies, sintered parts and iron powder
Industrial oxygen and nitrogen
Drawn bars peeled and polished bars
Welding flux
„Wire industry" S.A. manufactures:
— spare parts
— metallic constructions
—steel rolls
— steel and non-ferrous metal castings

„Industria sîrmei"S.A. Cimpia Turzii is waiting for all interested inside and outside business partners coping with all their demands

145, Laminoriştilor
street, code 3351
Cluj-Napoca
Phone: 953/68150;
68083
Telex: 31282

Ing. E. Berceanu şi ing. I. Butnariu
Institutul Politehnic Bucureşti
ing. C. T. Mustaţă
ICECHIM—Bucureşti

ADINCIMEA DE PĂTRUNDERE A UNUI JET DE GAZ SUFLAT PESTE UN LICHID, PRIN ANALIZĂ DIMENSIONALĂ

CZ: 662.69

Analiza dimensională este o metodă de studiu al relaţiilor care descriu anumite fenomene fizice, metodă mai puţin utilizată în literatura de specialitate.

Această metodă are la bază proprietatea de omogenitate dimensională a relaţiilor matematice care descriu fenomene fizice, comportînd trei etape de analiză [1]:

- cunoaşterea, analiza şi descrierea procesului de studiat prin determinarea tuturor factorilor care intervin în desfăşurarea acestuia;
- efectuarea calculelor de analiză dimensională, care pot să ducă la o relaţie între variabilele sistemului sau la o relaţie între produse de puteri fără dimensiuni;
- determinarea factorului numeric şi a exponenţilor de produse de puteri fără dimensiuni.

Descrierea fenomenului

În tehnica industrială, în multe domenii, sînt utilizate gaze pentru barbotarea diverselor lichide, pentru răcirea acestora, ca reactant, pentru omogenizarea termică şi chimică etc.

Suflarea gazului peste masa de lichid se face cu ajutorul unor ţevi, furtunuri, lănci, ajutaje etc., gazul avînd o curgere turbulentă.

Structura unui jet liber turbulent este prezentată în figura 1 şi se poate observa existenţa a două zone distincte:

- zona iniţială care este caracterizată prin viteze ridicate ale gazului pe toată secţiunea sa; în această zonă începe formarea unui strat limită, iar secţiunea miezului începe să scadă şi dispare o dată cu terminarea acestei zone;
- zona curgerii de bază, caracterizată prin viteze mai mici şi cu variaţii relativ mari între centrul şi periferia jetuiul; stratul limită în această zonă cuprinde jetul întreg.

La suflarea unui gaz peste un lichid, ca urmare a impactului jet gaz-lichid are loc un transfer al cantităţii de mişcare care determină o agitare a lichidului şi formarea unei cavităţi în zona de impact. Această cavitate variază în timp ca mărime şi formă, avînd o pendulare atît în planul vertical, cît şi în cel orizontal.

În acest fel, întreaga masă de lichid este antrenată şi pusă în contact direct cu gazul suflat.

De asemenea, în jurul cavităţii se formează valuri care se propagă spre exterior, iar din pereţii acestora se desprind picături care apoi sînt antrenate în faza gazoasă formînd o „emulsie" lichid-gaz.

Cantitatea de mişcare caracteristică jetului de gaz este o funcţie complexă, depinzînd de o serie de factori, cum ar fi: intensitatea de suflare, înălţimea de la care se suflă, viteza de ieşire a gazului şi presiunea dinamică la ieşirea din ajutaj.

Relaţia de calcul al cantităţii de mişcare este:

$$M_j = \frac{d_a^2}{4} \cdot \rho \cdot w, \text{ kg/s} \qquad (1)$$

unde:

d_a este diametrul ajutajului, m;
ρ — densitatea fluidului, kg/m³;
w — viteza fluidului în punctul considerat, m/s.

Un alt factor important de care depinde cantitatea de mişcare este numărul de subjeturi. Divizarea jetului de gaz permite intensificarea suflării, mărind în acelaşi timp cantitatea de mişcare transmisă lichidului, cu efecte pozitive asupra proceselor de schimb de masă şi energie în cazul în care se urmăreşte aceasta.

Adîncimea de pătrundere a jetului de gaz în masa de lichid depinde de cantitatea de mişcare transmisă de gaz lichidului.

În cele ce urmează se încearcă găsirea unei relaţii între factorii care influenţează adîncimea de pătrundere, utilizînd metoda analizei dimensionale.

Principalii factori luaţi în considerare sînt: viteza gazului la ieşirea din duză w_0; viteza la fundul cavităţii w_c; densitatea gazului şi a lichidului ρ_g, respectiv ρ_l; înălţimea de suflare H_i; diametrul ajutajului d_a şi acceleraţia gravitaţională g.

Analiza s-a făcut în două etape şi anume: în prima etapă s-a determinat relaţia vitezei gazului la fundul cavităţii; în etapa a doua, relaţia adîncimii de pătrundere a jetului de gaz în masa de lichid.

Pentru determinarea relaţiei vitezei gazului la fundul cavităţii w_c, s-au considerat următorii parametri care influenţează acest fenomen:

viteza inițială a jetului de gaz w_0, m/s ; diametrul ajutajului d_a, m ; înălțimea de suflare H_i, m.

Aplicarea metodei

Se consideră că între variabilele de mai sus există o legătură care poate fi exprimată prin relația :

$$w_c = f(w_0, d_a, H_i) \quad (2)$$

sau

$$f(w_0, d_a, H_i, w_c) = 0 \quad (3)$$

Utilizînd teorema Rayleigh și scriind relația explicită a vitezei gazului la fundul cavității rezultă :

$$w_c = \xi \cdot w_0^b \cdot d_a^c \cdot H_i^e \quad (6)$$

Corelînd ecuațiile dimensionale date de matricea (4) cu relația (6) și punînd condițiile de omogenitate dimensională, rezultă sistemul de ecuații neomogene :

$$b + c + e = 1 \quad (7)$$

$$-b = -1 \quad (8)$$

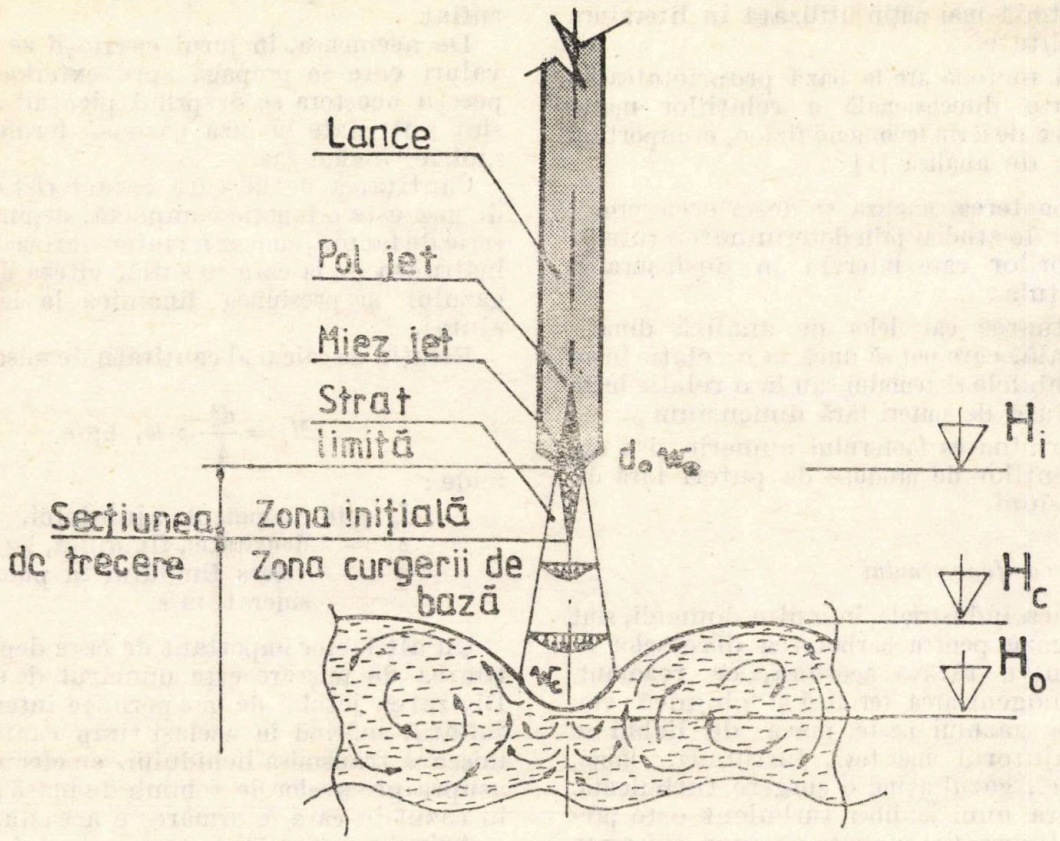


Fig. 1. Reprezentarea schematică a structurii jetului de gaz suflat și a hidrodinamicii jetului

având numărul total de variabile $m^* = 4$.

Ecuațiile dimensionale ale variabilelor, în sistemul de unități cu două mărimi fundamentale L, T, rezultă din următoarea matrice dimensională :

	w_0	d_0	H_i	w_c
L	1	1	1	1
T	−1	0	0	−1

(4)

a cărui rang este $r^* = 2$.

În acest caz, numărul de produse de puteri fără dimensiuni va fi :

$$i^* = m^* - r^* = 2 \quad (5)$$

știindu-se că numărul produselor fără dimensiuni ale unei serii complete este egal cu numărul total al variabilelor m^* minus rangul r^* al matricei dimensionale.

Rezolvînd sistemul de ecuații (7) și (8), prin atribuirea necunoscutelor independente valori întregi și minime, și analizînd sensul fizic al parametrilor care influențează viteza gazului în cavitate, rezultă soluția : $b = 1$, $c = 1$, $e = -1$ și matricea soluțiilor :

	b	c	e	
	w_0	da	H_i	w_c
P_1	−1	−1	1	1
P_2	−1	1	−1	1

(9)

Relația (6) în care se introduc valorile exponenților găsiți va lua forma :

$$w_c = \xi \cdot w_0 \cdot d_a \cdot \frac{1}{H_i}, \text{ m/s} \quad (10)$$

unde :

ξ este un factor numeric care se stabileşte experimental şi care ţine seamă, printre altele, şi de turbulenţa jetului de gaz ;
w_0 — viteza iniţială a jetului de gaz, m/s ;
d_a — diametrul ajutajului, m ;
H_i — înălţimea de suflare, m.

Pentru stabilirea adîncimii de pătrundere propriu-zisă a jetului de gaz în lichid H_i, s-au luat în considerare următorii factori : viteza jetului de gaz în cavitate w_c, densitatea gazului şi a lichidului ρ, respectiv ρ_g, precum şi acceleraţia gravitaţională g.

Urmărind raţionamentul de mai sus, rezultă :

$$f(w_c,\ Å_g,\ \rho_1,\ g,\ H_c) = 0 \qquad (11)$$

cu $m^* = 5$, avînd matricea dimensională, în sistemul de unităţi cu trei unităţi fundamentale L, M, T :

	w_c	ρ_g	ρ_1	g	H_c
L	−1	−3	−3	1	1
M	0	1	1	0	0
T	−1	0	0	−2	0

(12)

cu rangul $r^* = 3$ şi numărul de produse de puteri fără dimensiuni $i^* = 2$.

Relaţia explicită a variabilei dependente H_c (metoda Rayleigh) este :

$$H_c = k' \cdot w_c^a \cdot \rho_g^b \cdot \rho_1^e \cdot g^f \qquad (13)$$

Corelînd matricea (12) cu relaţia (13) şi exprimînd condiţia de omogenitate dimensională rezultă :

$$a - 3b - 3e + f = 1 \qquad (14)$$

$$b + e = 0 \qquad (15)$$

$$-a - 2f = 0 \qquad (16)$$

cu soluţia : $a = 2$, $b = 1$, $e = -1$, $f = -1$ şi matricea soluţiilor :

	a	b	e	f	
	w_c	ρ_g	ρ_1	g	H_c
P_1	−2	−1	1	1	1
P_2	−2	1	−1	1	1

(17)

Explicînd ecuaţia (13) rezultă :

$$H_c = k' \cdot w_c^2 \cdot \frac{\rho_g}{\rho_1} \cdot \frac{1}{g},\ \text{m} \qquad (18)$$

unde :

k' este coeficientul numeric ;
w_c — viteza gazului la fundul cavităţii, m/s ;
ρ_g ρ_1 — densitatea gazului suflat, respectiv a lichidului, kg/m³ ;
g — acceleraţia gravitaţională, m/s².

Substituind relaţia (10) în (12) va rezulta practic relaţia de calcul a adîncimii de pătrundere a unui jet de gaz suflat peste un lichid, şi anume :

$$H_g = k \cdot \frac{w_0^2}{g} \cdot \frac{\rho_g}{\rho_1} \cdot \frac{d_a^2}{H_i^2},\ \text{m} \qquad (19)$$

unde w_0, g, ρ_g, ρ_1, d_a, H_i au semnificaţia dată mai sus, iar k este coeficientul numeric.

Concluzii

Studiul poate fi adîncit în sensul luării în considerare la determinarea relaţiei (19) şi a altor factori, cum ar fi presiunea gazului, presiunea în spaţiul în care se suflă, destinderea adiabatică a gazului etc.

O analiză atentă a relaţiei (19) scoate în evidenţă faptul că o adîncime mare de pătrundere a jetului de gaz se obţine atunci cînd viteza jetului este mare, iar distanţa de suflare mică.

În acest caz, se obţine o cavitate adîncă şi de diametru mic ; invers, în cazul în care distanţa ajutaj-lichid este mare, cavitatea are un diametru mare şi o adîncime mică.

În funcţie de scopul urmărit se adoptă o anumită modalitate de suflare a gazului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Staicu, C. I. *Analiza dimensională generală.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1976.

[2] Comolet, R. *Introduction à l'analyse dimensionnelle et aux problemes de similitude en mecanique des fluides.* Paris, Masson, 1958.

[3] Marinot, Lagarde, A. *Essai synthetique sur la similitude physique.* Paris, Conference à l'Ecole Centrale des Arts et Manufactures, 1971.

[4] Staicu, C. I. *Analiza dimensională. Stabilirea relaţiilor monoame şi omogene.* În : *Studii şi cercetări de fizică,* Ed. Tehnică, nr. 3—4, 1954.

Prof. ing. M. Postelnicescu şi
ing. T. Priseearu
Institutul Politehnic Bucureşti

CONSIDERAŢII ÎN LEGĂTURĂ CU CALCULUL DE REZISTENŢĂ A ŢEVILOR DE ECRAN DIN FOCARELE CAZANELOR

CZ: 621.774: 621.18

Calculul de rezistenţă a ţevilor de cazan supuse la presiune interioară (determinarea grosimii pereţilor acestora) se face, iniţial, conform metodologiei obişnuite, pe baza presiunii maxime de lucru. La grosimea de calcul astfel stabilită se introduc adaosuri pentru a se ţine seamă de faptul că ţevile se livrează cu anumite toleranţe admisibile în plus la diametrul exterior, ţinîndu-se seamă de operaţiile tehnologice la care acestea vor fi supuse, de posibilitatea coroziunii lor, ca şi de posibilitatea abraziunii în exploatare la arderea combustibililor solizi.

După predimensionare, trebuie să se facă verificarea ţevilor la solicitările suplimentare, în raport cu felul construcţiei şi condiţiile de funcţionare. În pereţi, ca urmare a diferenţei de temperatură între fibra exterioară şi cea interioară a ţevilor, apar nemijlocit tensiuni termice al căror efect trebuie verificat. Adesea, în practica de proiectare se renunţă la această verificare, pe considerentul alegerii corespunzătoare a oţelului, astfel încît grosimea pereţilor să nu depăşească 6,5 mm.

În această lucrare se va demonstra că, pentru a avea o funcţionare sigură, în timp , a unui cazan cu focarul ecranat, este absolut necesară verificarea ţevilor din focar la tensiunile termice, chiar dacă grosimea pereţilor este sub 6,5 mm. Această verificare se impune cu atît mai mult cu cît densitatea fluxului termic din focar este mai mare şi cu cît presiunea nominală a cazanului este mai ridicată.

În urma verificării tensiunilor termice care apar în ţevi, nu arareori este necesară schimbarea oţelului sau modificarea soluţiei constructive.

În cele ce urmează, ţevile de ecran se consideră supuse numai presiunii interioare a fluidului de lucru, precum şi diferenţei de temperatură dintre faţa exterioară şi faţa interioară a lor, solicitări care nemijlocit apar, în toate cazurile. Nu se analizează situaţia în care ar lua naştere, eventual, şi alte solicitări, produse din alte cauze. Regimul de funcţionare se consideră că este staţionar.

Relaţii generale utilizate

Predimensionarea ţevilor de cazan supuse la presiune interioară se face, conform celor mai importante şi folosite coduri de calcul pe plan mondial, după teoria a III-a de rezistenţă (tensiunii tangenţiale maxime), considerînd ţevile corpuri cilindrice cu pereţi subţiri. Rezultă binecunoscuta formulă pentru determinarea grosimii de calcul a pereţilor ţevilor de cazan [1]:

$$S_0 = p \cdot d_e/(2 \cdot \sigma_a + p), \text{ mm} \qquad (1)$$

în care:

p este presiunea de calcul, N/mm²; d_e — diametrul exterior al ţevilor, mm; σ_a — rezistenţa admisibilă la temperatura de calcul, N/mm².

Deoarece ţevile de ecran sînt supuse, pe lîngă solicitarea mecanică datorită presiunii fluidului interior, şi unei solicitări termice, determinată de diferenţa de temperatură, tensiunile principale care iau naştere în pereţii ţevilor se vor obţine prin însumarea algebrică a valorilor după aceeaşi direcţie. Conform teoriei a III-a de rezistenţă, în cazul unei solicitări spaţiale avînd tensiunile principale ordonate algebric $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$, tensiunea echivalentă se calculează cu relaţia [2]:

$$\sigma_{ech} = \sigma_1 - \sigma_3 \qquad (2)$$

iar condiţia de rezistenţă este: $\sigma_{ech} \leqslant \sigma_a$.

Tensiunea principală maximă σ_1 se produce în fibra interioară a ţevilor de ecran şi însumează tensiunile principale tangenţiale de natură termică $\sigma_{t,t}$ şi mecanică $\sigma_{p,t}$; efectul lor este de întindere. Tensiunea principală minimă σ_3 ia naştere în fibra interioară a ţevilor de ecran şi însumează tensiunile principale radiale: $\sigma_{t,r}$ şi $\sigma_{p,r}$.

În fibra interioară, tensiunea principală $\sigma_{t,t}$ şi cea principală termică pe direcţia axei longitudinale a ţevii $\sigma_{t,z}$ au valorile cele mai mari dintre tensiunile principale termice care iau naştere în peretele ţevii. Formula de calcul al valorii lor este [1]:

$$\sigma_{t,t} = \sigma_{t,e} = \frac{\alpha E}{2(1-\nu)}\left(\frac{2\beta^2}{\beta^2-1} - \frac{1}{\ln \beta}\right) \cdot \Delta t \text{ N/mm}^2 \qquad (3)$$

în care:

α este coeficientul de dilatare liniară a oţelului ţevii între 20°C şi temperatura de calcul m/m·°C; E — modulul de elasticitate al oţe-

lului țevii, la temperatura de calcul, N/mm²; ν — coeficientul de contracție (coeficientul Poisson) pentru oțel egal cu 0,3; β — raportul dintre diametrul exterior d_e și diametrul interior d_i al țevii; Δt — diferența maximă de temperatură dintre temperaturile în fibra exterioară și fibra interioară a țevilor, °C.

Media valorii diferenței de temperatură între temperaturile pe suprafața exterioară și pe cea interioară pentru țevile unei suprafețe de încălzire, în regim staționar, se calculează cu formula:

$$\Delta t_m = q \frac{d_e}{2\lambda} \ln \beta, \ ^\circ C \qquad (4)$$

în care:

q este densitatea fluxului termic, conform calculului termic, W/m^2; λ — conductivitatea termică a oțelului țevii, la temperatura de calcul, $W/m \cdot °C$. Relația presupune aceeași temperatură în orice punct de pe suprafața exterioară a țevii. În realitate, pe perimetrul țevii dintr-o secțiune transversală există variații de temperatură, în special la țevile de ecran din focarele cazanelor. Pentru acestea, valorile maxime ale temperaturilor se găsesc pe generatoarea frontală a țevilor. Pe de altă parte, fluxul termic este neuniform în spațiul focarului. Din aceste cauze, evaluări statistice preliminare permit a se lua, în primă aproximație:

$$\Delta t = 1{,}3 \, \Delta t_m \qquad (5)$$

Dintre tensiunile principale care iau naștere în pereți datorită presiunii fluidului interior, este maximă tensiunea tangențială în fibra interioară, având un efect de întindere. Considerînd țevile de cazan corpuri cilindrice cu pereți subțiri, relația de calcul al valorii acesteia este [2]:

$$\sigma_{p,t} = \frac{p \cdot d_i}{2 \cdot s} = \frac{p}{\beta - 1}, \ N/mm^2 \qquad (6)$$

unde s este grosimea efectivă a pereților țevilor, mm.

Tensiunile principale minime se produc în fibra interioară, pe direcția razei. Tensiunea principală datorită diferenței de temperatură este $\sigma_{t,r} = 0$, iar cea determinată de presiune este $\sigma_{p,r} = -p/2$. Valoarea acesteia din urmă, ca medie între $-p$ la interior și zero la exterior, rezultă din faptul că țevile de cazan s-au considerat corpuri cilindrice cu pereți subțiri.

Având în vedere toate cele stabilite anterior, rezultă că tensiunea echivalentă, pe baza formulei (2), va fi:

$$\sigma_{ech} = \sigma_{t,t} + \sigma_{p,t} - \sigma_{p\,r} = \frac{E}{2(1-\nu)} \left(\frac{2\beta^2}{\beta^2 - 1} - \frac{1}{\ln \beta} \right) \Delta t + \frac{p}{\beta - 1} + \frac{p}{2} \qquad (7)$$

aceasta urmînd să se compare cu rezistența admisibilă sau cu caracteristica mecanică a oțelului, în funcție de care este luată rezistența admisibilă, pentru verificarea coeficientului de siguranță cu care efectiv se lucrează.

Analiza unor construcții existente

În continuare, este prezentat un exemplu dezvoltat de calcul, care relevă necesitatea ca, la proiectarea unui cazan, după calculul grosimii pereților țevilor de ecrane din focar, în funcție de presiunea fluidului interior, să se facă verificarea la tensiunile termice care apar.

Astfel, cazanul de abur cu circulație naturală C2 de 33,4 kg/s (120 t/h), 98 bar, 540°C, funcționînd cu păcură sau gaze naturale, are focarul ecranat cu țevi vaporizatoare de $d_e = 60$ mm și grosimea pereților $s = 5$ mm, deci $\beta = 1{,}2$. Presiunea apei la intrare în țevile vaporizatoare este de 11,277 N/mm², iar temperatura de 320°C. Densitatea fluidului termic, conform calculului termic, este $q = 230{,}734 \times 10^3$ W/m^2 la funcționarea cu păcură.

În funcție de temperatura de calcul: 320 + + 50 = 370°C, se alege oțelul OLT45K STAS 8184-80. Pentru oțelul ales, caracteristicile fizice și mecanice necesare calculelor de verificare preconizate, la temperatura de calcul, sînt: modulul de elasticitate $E = 185{,}7 \times 10^3$ N/mm²; conductivitatea termică $\lambda = 43{,}321$ $W/m \cdot °C$; coeficientul de dilatare liniară $\alpha = 13{,}88 \times 10_6$ m/m°C; limita de curgere convențională $\sigma_{0,2} = 136$ N/mm² (în funcție de care urmează să se ia rezistența admisibilă $\sigma_a = \sigma_{0;2}$ [1],[5]).

Se verifică grosimea pereților țevilor. Conform formulei (1), grosimea de calcul este $s_0 = 3{,}52$ mm. Grosimea efectivă s este egală cu grosimea de calcul plus suma adaosurilor. Se constată astfel că grosimea efectivă $s = 5$ mm, adoptată de constructor, răspunde întru totul cerinței de rezistență la presiunea interioară din țevile vaporizatoare.

În țevile respective apar însă și tensiuni termice. Astfel, conform formulelor (4) și (5) rezultă: $\Delta t_m = 29{,}13$°C și $\Delta t \approx 38$°C. Ca urmare, în baza formulei (3), tensiunea tangențială termică în fibra interioară a țevilor va fi: $\sigma_{t,t} = 73{,}948$ N/mm².

În aceeași fibră a țevilor, conform formulei (6), tensiunea tangențială datorită presiunii emulsiei apă-abur din țevile vaporizatoare este: $\sigma_{p,t} = 56{,}385$ N/mm².

Rezultă, în baza formulei (7), tensiunea echivalentă: $\sigma_{ech} = 135{,}971$ N/mm².

Se constată astfel că, față de limita convențională de curgere, coeficientul de siguranță a scăzut la ~ 1, deși țevile vaporizatoare au fost inițial dimensionate cu coeficientul de siguranță normat de 1,5 [1].

Pentru ridicarea gradului de siguranţă, o primă cale este adoptarea unui oţel de calitate mai bună. Alegîndu-se astfel oţelul 16 Mo3 STAS 8184-80, se consemnează mai întîi caracteristicile fizice şi mecanice ale acestuia, la temperatura de calcul:

$$E = 187{,}4 \times 10^3 \text{ N/mm}^2;$$

$$\lambda = 41{,}577 \text{ W/m·°C};$$

$$\alpha = 13{,}88 \times 10^{-6} \text{ m/m·°C};$$

$$\sigma_{0,2} = 186 \text{ N/mm}^2.$$

Pentru ţevile vaporizatoare cu $d_e = 60$ mm şi aceeaşi grosime $s = 5$ mm, ca şi în cazul anterior, calculele duc la următoarele rezultate: $\sigma_{t,t} = 77{,}756$ N/mm²; $\sigma_{p,t} = 56{,}385$ N/mm²; $\sigma_{ech} = 139{,}779$ N/mm², ceea ce determină un coeficient de siguranţă, faţă de limita convenţională de curgere, de 1,33.

Pentru o analiză cît mai completă a cazului care se studiază, în figura 1 sînt prezentate

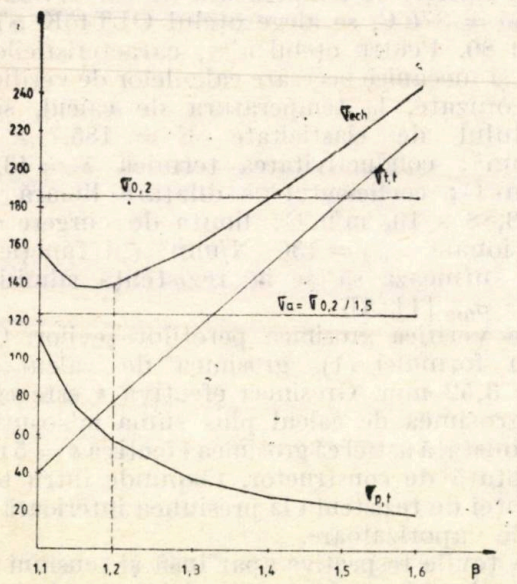


Fig. 1

variaţiile tensiunilor $\sigma_{p,t}$, $\sigma_{t,t}$ şi σ_{ech} în ţeava cu diametrul $d_e = 60$ mm, din oţel 16 Mo3, STAS 8184-80, atunci cînd raportul variază. Constatările principale care se desprind sînt următoarele: chiar dacă grosimea ţevilor ar fi mărită (deci $\beta > 1{,}2$), aşa cum greşit se procedează uneori în practică, în speranţa că în felul acesta rezistenţa ţevilor va fi mai mare, în realitate coeficientul de siguranţă va scădea şi mai mult, datorită creşterii mai mari a tensiunii termice $\sigma t, t$, în raport cu scăderea tensiunii mecanice $\sigma p, t$; oricare ar fi raportul β, coeficientul de siguranţă nu poate fi mărit peste valoarea de 1,34 (corespunzătoare la $\beta = 1{,}18$, respectiv la cea mai mică tensiune echivalentă $\sigma_{ech} = 138{,}497$ N/mm²).

O a doua cale de mărire a coeficientului de siguranţă este micşorarea diametrului exterior al ţevilor, soluţie care are şi avantajul de a determina un consum mai mic de oţel, dar şi dezavantajul creşterii căderii de presiune la curgerea fluidului interior.

Astfel, cazanul de abur E12, care reprezintă o variantă constructivă, îmbunătăţită, a cazanului de abur C2, şi care are aceiaşi parametri nominali, este realizat cu ţevile vaporizatoare avînd: $d_e = 57$ mm şi $s = 4{,}5$ mm; deci: $\beta = 1{,}187$. Pentru aceeaşi densitate a fluxului termic în focar ca şi la cazanul de abur C2 la funcţionarea cu păcură şi oţelul 16Mo3 STAS 8184-80 pentru ţevi, calculele duc la următoarele rezultate: $\sigma_{t,t} = 69{,}401$ N/mm²; $\sigma_{p,t} = 60{,}144$ N/mm²; $\sigma_{ech} = 135{,}183$ N/mm².

Deci, prin micşorarea diametrului exterior de la 60 la 57 mm, coeficientul de siguranţă, faţă de limita convenţională de curgere a oţelului, a crescut de la 1,33, în cazul anterior, la aproape 1,38, dar departe încă de valoarea recomandată de 1,5.

Contribuţii privind stabilirea unui diametru de ţeavă maxim admisibil

Se pune astfel problema generală de stabilire directă a diametrului maxim de ţeavă, după alegerea oţelului, pentru care coeficientul de siguranţă să fie cel puţin cel normat, cu alte cuvinte, tensiunea echivalentă să fie cel mult egală cu rezistenţa admisibilă.

În acest scop, în formula (7) se înlocuieşte Δt cu valoarea dată de relaţiile (4) şi (5) rezultînd:

$$\sigma_{ech} = 0{,}325 \frac{\alpha E q}{\lambda(1-\nu)} \left(\frac{2\beta^2 \ln \beta}{\beta^2 - 1} - 1 \right) d_e + \frac{p}{\beta - 1} + \frac{p}{2} \tag{8}$$

Pentru valori $\beta = 1{,}1 \ldots 1{,}4$ (cele mai uzuale pentru ţevile de cazane) se poate face înlocuirea:

$$\frac{2\beta^2 \ln \beta}{\beta^2 - 1} - 1 \simeq 0{,}91\,(\beta - 1) \tag{9}$$

astfel încît, ţinînd seamă şi de faptul că pentru oţel $\nu = 0{,}3$, formula (8) devine:

$$\sigma_{ech} = C \cdot d_e\,(\beta - 1) + \frac{p}{\beta - 1} + \frac{p}{2} \tag{10}$$

unde C are valoarea:

$$C = 0{,}422\ \alpha E q / J \tag{11}$$

valoare care depinde de densitatea fluxului termic în focar, precum și de unele caracteristici fizice ale oțelului țevilor.

Ecuația (10) reprezintă variația tensiunii echivalente σ_{ech} în raport cu β, pentru valori p, C și d_e definite. Într-un sistem de coordonate rectangulare, funcția se prezintă grafic similar celei din figura 1.

Prin anularea derivatei $d\sigma_{ech}/d\beta$, rezultă valoarea pentru care tensiunea echivalentă este minimă, respectiv coeficientul de siguranță maxim:

$$\beta = 1 + \sqrt{op/(C \cdot d_e)} \qquad (12)$$

Pentru a afla valorile (sau valoarea) β, pentru care tensiunea echivalentă este egală cu rezistența admisibilă, se egalează relația (10) cu σa și se rezolvă în raport cu $\beta - 1$. Ecuația care rezultă este:

$$C \cdot d_e (\beta - 1)^2 - \left(\sigma_a - \frac{p}{2}\right)(\beta - 1) + p = 0 \qquad (13)$$

Pentru ca ecuația să aibă rădăcini reale, trebuie ca discriminantul ei să fie $\geqslant 0$; în caz contrar, nu există posibilitatea realizării coeficientului de siguranță prescris, așa cum se evidențiază prin cazul din figura 1. Din condiția pusă, rezultă:

$$d \leqslant 0.25 \left(\sigma_a - \frac{p}{2}\right)^2 / (p \cdot C) \qquad (14)$$

Se constată astfel că d_e trebuie să fie cu atît mai mic cu cît densitatea fluxului termic din focar este mai mare, cu cît presiunea interioară în țevile de ecran este mai ridicată și cu cît oțelul este de mai slabă calitate.

Reluînd exemplul cazanelor de abur C2 și E12, la funcționarea cu păcură, cu țevile vaporizatoare fabricate din oțel 16 Mo3 STAS 8184-80, se deduce, pe baza relației (14), că, pentru a se realiza coeficientul de siguranță de 1,5, ar trebui ca $d_e \leqslant 51$ mm. Desigur, în cazul de față cazanele de abur menționate fiind cu circulație naturală, folosirea de țevi vaporizatoare chiar și cu diametrul exterior de maximum 51 mm reclamă o verificare foarte atentă a circulației emulsiei apă-abur, ceea ce constituie o altă problemă.

Concluzii

Țevile de ecran din focarele cazanelor, după predimensionarea în funcție de presiunea fluidului de lucru, trebuie nemijlocit verificate la solicitarea care apare ca urmare a diferenței dintre temperatura în fibra exterioară și cea in fibra interioară.

Renunțarea la această verificare, așa cum foarte adesea se practică, pe motiv că grosimea țevilor de cazan este mică, poate duce la o scădere inadmisibilă a fiabilității cazanului, prin ruperi premature și repetate de țevi.

Proiectantul are posibilitatea ca, prin corelarea calității oțelului cu diametrul țevilor, să confere cazanului o funcționare sigură în timp.

BIBLIOGRAFIE

[1] Aldea, M. ș.a. *Cazane de abur și recipiente sub presiune.* Îndrumător. București, Ed. Tehnică, 1982, p. 464, 468, 619.

[2] Buzdugan, Gh. *Rezistența materialelor.* București, Ed. Tehnică, 1974, p. 228, 531.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 8, 1990

Formarea compoziției granulometrice a aglomeratului în cazul prelucrării mecanice a gudronului, p. 6 — Utilizarea metodei înălțimilor aleatorii la granulometria încărcăturii înaintea încărcării furnalului, p. 11 — Comanda încărcării furnalului cu utilizarea profilometrului cu radioizotopi, p. 13 — Schemă de comandă-program a mecanismelor sistemului de încărcare a furnalelor, p. 14 — Pregătirea fără deșeuri a minereului de fier de Tukansk în ciclu de fabricație a pieselor mărunte, p. 16 — Procesul de reducere a fierului în fază lichidă: elaborare și realizare, p. 20 — Automatizarea elaborării în convertizor a oțelului, p. 27 — Sistem de control al temperaturii metalului și al conținutului de carbon în acesta, p. 29 — Automatizarea evacuării gazelor de convertizor fără ardere completă, p. 31 — Influența parametrilor tehnologici ai elaborării în convertizor asupra conținutului de fosfor la afinarea fontei fosforoase, p. 33 — Ansamblu tehnico-programatic multiprocesoral de comandă a trasării lingoului turnat continuu, p. 34 — Metodă termoelectrică de determinare a carbonului în oțel, p. 37 — Economia de feroaliaje cu conținut de mangan la elaborarea de oțel, p. 38 — Tehnologie nouă de elaborare a oțelului ȘH15SG în cuptoare electrice cu arc, p. 40 — Introducerea sistemului de calcul optim al încărcăturii la elaborarea oțelului aliat, p. 42 — Particularitățile automatizării ansamblului MTCS — linie de laminare la cald pentru benzi late, p. 44 — Complex tehnico-programatic de comandă optimă a liniei de laminare la cald a benzilor late, p. 47 — Stabilizarea lățimii laminatului în grupul finisor al liniei de laminare la cald, p. 52 — Sistem automatizat de comandă pentru liniile de laminare la rece cu o singură cajă, p. 54 — Sistem de reglare automată a grosimii benzii pe linia reversibilă de laminare la rece, p. 56 — Realizarea unui ansamblu tehnologic robotizat pentru exfolierea selectivă a tablelor din oțel, p. 59 — Cercetarea preciziei țevilor laminate pe laminorul în pas de pelerin, p. 63 — Influența stratului separator de lubrifiant asupra schimbului de căldură între semifabricat și sculă, p. 64 — Influența nitraților asupra procesului de fosfatare a oțelului, p. 67 — Oțel slab aliat pentru recipientele sub presiune, p. 69 — Fabricarea laminatelor în rulouri pe laminorul de sîrmă și produse mărunte 320/150, p. 73 — Oțel nou de înaltă rezistență 24 2NACl pentru decuparea de finisare, p. 76 — Microstructura și proprietățile materialelor compozit oțel-carbon în funcție de tehnologia de fabricație, p. 81 — Problemele automatizării analizei tehnico-economice în întreprinderile siderurgice, p. 83 — Influența unor forme noi de organizare a activității de gospodărire asupra dezvoltării automatizării în industria siderurgică, p. 86 — Sistem automatizat de exploatare tehnică a legăturilor de producție, p. 90 — Sistem automat de comandă a regimului termic al cuptorului cu trecere continuă, p. 94 — Controlul calității arderii combustibilului în cuptoarele cu trecere continuă ale laminoarelor, p. 97 — Economia de combustibil primar prin utilizarea amestecurilor de gaze cu mai multe componente, p. 102.

Cercet. şt. pr. fiz. Victoria Păsărică
ICEM
ing. pr. Ionica Moiceanu şi
ing. V. Ionescu
C.O.S. Tîrgovişte

STUDIUL AUTORADIOGRAFIC AL INFLUENŢEI CALITĂŢII BUCŞELOR CERAMICE EXOTERME ASUPRA EVOLUŢIEI SOLIDIFICĂRII LINGOURILOR DE 600 KG DIN OŢEL RAPID

(Partea I)

CZ: 621.039.85

Calitatea lingoului este influenţată de condiţiile de degajare a căldurii, de compoziţia chimică a oţelului şi tendinţa acestuia de a segrega, de viteza şi temperatura de turnare, de forma şi dimensiunile geometrice ale lingotierei şi maselotierei. În funcţie de aceşti parametri, în lingou apar zonele macrostructurale şi neomogenităţile fizice.

Rolul cel mai important în reglarea tuturor proprietăţilor metalului solidificat îl au însă procesele termice (pe lîngă cele fizico-chimice, de difuzie etc. care se desfăşoară în timpul solidificării oţelului). Condiţiile în care are loc schimbul de căldură influenţează avansarea frontului de solidificare, dezvoltarea neomogenităţilor fizice şi chimice în lingou, structura cristalină şi proprietăţile lingoului (trebuie subliniat faptul că proprietăţile mecanice sînt determinate de cristalizarea primară a lingoului, iar defectele care apar în această fază nu pot fi remediate). Din aceste motive, pe lîngă stabilirea unui regim optim de turnare a oţelului (ca viteză şi temperatură), trebuie ales şi un regim raţional de evacuare a căldurii (forma şi dimensiunile lingotierei şi maselotierei, calitatea materialelor utilizate pentru izolarea termică a părţii superioare a lingoului), care să asigure proprietăţile prestabilite ale metalului în funcţie de compoziţia chimică şi destinaţia acestuia.

În linii mari, există două tipuri principale de neomogenităţi care apar în lingou : chimice şi fizice.

Neomogenitatea macrostructurală a lingoului este determinată de modul diferit de cristalizare a metalului, adică de raportul dintre intervalul de cristalizare a oţelului : $\Delta T_{crist.} = T_{lichidus} - T_{solidus}$, dat de compoziţia chimică a acestuia şi de gradientul de temperatură δT, care caracterizează procesul de răcire a lingoului. Pentru un raport : $\Delta T/\delta T < 1$, solidificarea are caracter succesiv intens şi se produce cu viteză mare, iar dacă oţelul are un conţinut ridicat de carbon (deci o conductibilitate termică mare) şi un interval de cristalizare ΔT mare, lingoul se solidifică cu formarea unei zone bifazice dezvoltate, avînd o retasură concentrată. Creşterea conţinutului de carbon (sau de oxigen) duce la apariţia timpurie a subrăcirii maxime la nivelul frontului de solidificare, deci la întreruperea dezvoltării cristalelor columnare. Dacă, însă, temperatura metalului la turnare este mare scade viteza de cristalizare şi creşte zona cristalelor columnare (numărul germenilor de cristalizare fiind mic la oţelul supraîncălzit).

Neomogenitatea fizică este determinată de procesul de contracţie a oţelului în timpul solidificării. Pentru a realiza un lingou cu o structură compactă (cu defecte de turnare reduse) este necesar să se asigure evacuarea căldurii din lingou, astfel încît metalul lichid să se solidifice consecutiv, începînd de la zona inferioară către maselota lingoului, creîndu-se toate condiţiile pentru alimentarea permanentă cu metal lichid a tuturor zonelor aflate în curs de solidificare.

Între *criteriile de dirijare*, în practică, *a procesului de solidificare*, un criteriu este şi raportul dintre vitezele de solidificare verticală şi orizontală a lingourilor, care este legat direct de dimensionarea (construcţia) lingotierei prin raportul H/D (H este înălţimea lingoului, iar D-diametrul mediu), în corelaţie şi cu conicitatea acesteia. Astfel, cu cît raportul H/D este mai mic, cu atît sînt mai bune condiţiile de alimentare a straturilor de oţel în curs de solidificare, deci cu atît mai compactă este macrostructura lingoului, iar dacă, concomitent cu reducerea raportului H/D, creşte conicitatea lingoului, atunci apare în plus şi o reducere a neomogenităţii de „formă V" [1].

Dar, pentru ca alimentarea cu metal lichid a zonelor din lingou, care se contractă, să se facă corect şi continuu, un rol foarte important îl au dimensiunile şi forma părţii superioare a lingoului, precum şi proprietăţile termoizolatoare ale materialelor ceramice şi ale prafurilor utilizate la turnare, acestea toate influenţînd în mare măsură propagarea neomogenităţilor fizice în lingou : zona de sedimentare a cristalelor izolate, segregaţiile de formă V şi zona cu concentraţii de sulfuri de sub maselotă, porozităţi, fisuri etc. [1], [3], [6], [7]. În acest sens, se acţionează pe două căi, şi anume :

— prin utilizarea maselotierelor (fie metalice cu izolarea termică a părţii laterale, fie de tipul bucşelor ceramice) şi cu acoperirea termoizolantă a oglinzii metalice, care să menţină îndelung metalul în stare topită la capul lingoului;

— prin adaosul de componenţi exotermi în maselotieră pentru a mări absorbţia de căldură spre corpul lingoului.

Pentru turnarea lingourilor mici se utilizează un maselotaj de tipul bucşelor ceramice, care au în compoziţie adaosuri exoterme, iar oglinda metalică se acoperă cu prafuri termoizolatoare sau/şi exoterme, aşa cum s-a procedat în lucrarea de faţă, pentru turnarea lingourilor de 600 kg din oţel rapid RP5.

De regulă, pentru fiecare tip nou de lingou, în funcţie de compoziţia chimică şi de destinaţia acestuia, se studiază şi eficienţa termoizolatoare a maselotajului asupra evoluţiei solidificării, în scopul realizării unui lingou lipsit de defecte. Astfel de studii se realizează prin diferite metode (matematice, modelare de procese sau metode experimentale directe). Dar cum majoritatea fenomenelor care au loc la turnarea şi solidificarea oţelurilor (hidrodinamica, cristalizarea, segregarea etc.) sînt atît de complexe încît ecuaţiile fizicii matematice moderne nu pot să asigure rezolvarea multor probleme din practica industrială, atunci pentru problemele simple ale solidificării se apelează la metode analitice aproximative sau la metoda modelării proceselor, iar pentru problemele practice industriale se utilizează metode experimentale. Acestea din urmă s-au dezvoltat pentru lingouri de mase şi forme foarte variate, permiţînd (în condiţii uzinale reale) să se obţină date care stau la baza criteriilor la limită din metodele de modelare matematică. Trebuie menţionat faptul că majoritatea modelelor matematice nu ţin seamă de mişcarea de convecţie care există în miezul lichid al lingoului în curs de solidificare, de aceea rezultatele obţinute prin studiile respective nu corespund cu cele date de experienţă. Ca metode de lucru în cercetarea experimentală a solidificării lingoului se folosesc, de obicei, următoarele :

— metoda răsturnării oţelului lichid din lingou, la diferite momente de la turnare;

— studiul cîmpurilor de temperatură în lingotieră şi în lingou, cu ajutorul termocuplurilor;

— metoda similitudinii dintre fluxurile termice şi cele hidraulice;

— introducerea de izotopi radioactivi în miezul lichid al lingoului la intervale determinate de timp de la terminarea turnării şi cercetarea diferitelor zone din lingou (după răcirea completă şi secţionare), prin metode specifice tehnicii nucleare : radiometrice sau radiografice.

Bazat pe *marcarea cu izotopi radioactivi*, tehnica de lucru numită *macroautoradiografie de contrast* [4], [5], care pune în evidenţă macrostructura metalului pe un plan-film sensibil la radiaţia izotopului cu care s-a marcat metalul lichid şi care s-a răspîndit în oţel pînă la limita grăuntelui cristalin, permite să se analizeze evoluţia mişcării metalului lichid în lingotieră (avansarea frontului de solidificare) la diferite momente după umplerea formei cu oţel (lingotieră + maselotieră), în condiţiile reale ale practicii uzinale.

Metoda marcării oţelului cu fosfor radioactiv pusă la punct în ICEM pentru studiul solidificării pieselor mari turnate [2] sau pentru stabilirea parametrilor tehnologici la retopirea electrică sub zgură [3] permite analizarea şi evidenţierea pe film (la scara 1 : 1) a macrostructurii şi neomogenităţilor fizice (segregaţii, retasuri, punţi de metal solidificat, aglomerări incluzionare) din lingou (în secţiune axială longitudinală sau pe secţiuni la diferite niveluri), ceea ce duce la depistarea cauzelor apariţiei defectelor de turnare-solidificare şi dă posibilitatea să se acţioneze rapid şi eficient pentru îmbunătăţirea lingoului.

În lucrare se prezintă rezultatele cercetărilor în fază industrială asupra eficienţei termice a două tipuri de bucşe ceramice exoterme *A* şi *B* (asemănătoare ca formă, dimensiuni şi compoziţie chimică globală, dar diferite ca materii prime utilizate în fabricaţie, deci diferite ca compoziţie mineralogică), asupra macrostructurii şi compactităţii lingourilor mici de oţel rapid.

Folosind tehnica macroautoradiografiei de contrast pentru cercetarea probelor după marcarea cu fosfor — 32 [2], [3], cu scopul „fotografierii" fronturilor de solidificare la diferite momente pe durata totală a solidificării lingourilor de 600 kg turnate prin sifon — din oţelul RP5 (tab. 1) — în limitele acestora s-au

Tabelul 1

Compoziţia chimică a oţelului RP5*) realizată în şarjele experimentale

Elementul analizat, %	Şarja I	Şarja II
C	0,77	0,83
Mn	0,38	0,33
Si	0,65	0,40
S	0,007	0,014
P	0,020	0,025
Cr	4,12	3,55
Ni	0,24	0,25
Cu	0,21	0,18
Mo	4,81	4,84
W	6,31	6,55
V	1,70	1,39

* RP5 (marca Cb în şarja I şi marca Lc în şarja II)

evidenţiat şi neomogenităţile fizice şi structurale din lingouri. Astfel, s-a analizat influenţa termică a bucşelor exoterme de tip *A* şi *B*, asupra a două formate de lingouri şi anume :

— lingouri de 600 kg cu secţiune pătrată şi raport H/D = 2, turnate în lingotiere de tip V6, care se vor analiza în acest articol;

— lingouri de 1000 kg, cu raport $H/D = 3$ și cu secțiune hexagonală (turnate în lingotiere tip G10) sau cu secțiune circulară (turnate în lingotiere tip R10) — partea a II-a, care se va publica în numărul următor al acestei reviste.

Pentru studiul solidificării lingourilor de 600 kg, la două șarje (notate I și II), pe primul pod de turnare, jumătate din lingotierele V6 s-au montat cu bucșe ceramice exoterme de tip *A*, iar celelalte cu bucșe de tip *B*. Schema așezării pe pod și direcția de secționare a lingourilor (și maselotelor) după marcarea cu izotop sînt prezentate în figura 1, iar forma și dimensiunile interioare ale bucșelor *A* și *B* în figura 2.

La fiecare șarjă, la cîte două lingotiere montate cu bucșe diferite (însemnate pe figura 1), după baia s-a acoperit cu un praf exoterm de tip EXO—H (iar ca praf termoizolant, în lingotieră s-a administrat TM—2), într-o cantitate de 2—2,5 kg pe tona de oțel. Lingourile astfel marcate — notat VA și VB (după tipul bucșei) cu indicii I și II după numărul șarjei — după stripare au fost supuse unui tratament termic de înmuiere, pentru ca după răcirea completă să poată fi secționate în plan axial longitudinal (planul format de axul sifonului cu cel al lingoului, indicat cu săgeată în figura 1); în prealabil, lingourile și maselotele s-au debitat transversal — la fierăstrău circular — în cîte două calupuri, punîndu-se apoi cap la cap jumătățile corespunzătoare. Întreaga suprafață a secțiunii longitudinale s-a acoperit cu plan-filme 30 × 40 cm, de tip Kodak-Industrex-M

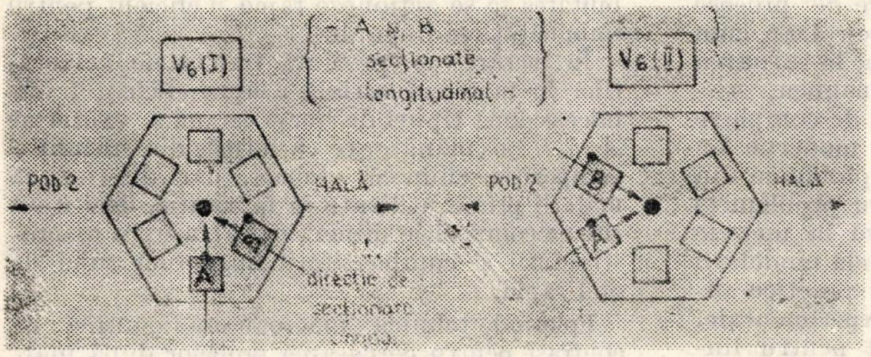


Fig. 1. Schema așezării pe podurile de turnare a lingotierelor V6 cu maselotiere ceramice de tip A și B, utilizate în șarjele experimentale I și II

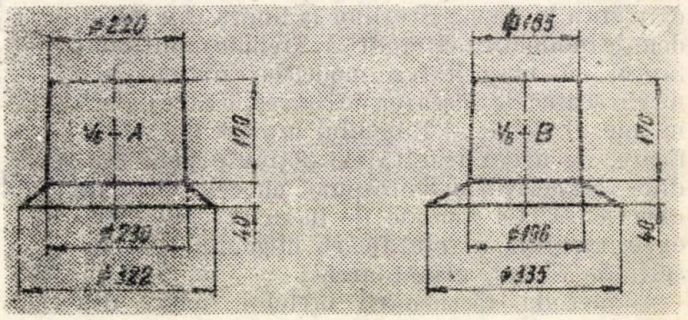


Fig. 2. Dimensiunile interioare ale bucșelor ceramice exoterme A și B, montate pe lingotiere V6, în șarjele experimentale I și II

după terminarea turnării pe pod, deci după umplerea cu oțel a corpului lingourilor și a maselotelor și la patru momente diferite pe durata totală a solidificării (tab. 2, col. 7), în miezul lichid al lingourilor VA și VB — pe direcția axului și sub stratul de zgură de la partea superioară a bucșelor — s-a imersat izotopul radioactiv P—32, sub formă de șpan fin de cupru-fosforos, activat în reactorul nuclear și dozat în porții egale pentru același moment de imersare (dar scăzînd cantitativ pe măsura scăderii cantității de oțel estimat încă în stare lichidă).

Se menționează faptul că la prima marcare (I), efectuată la 10 s după terminarea turnării (în ambele lingotiere VA și VB), capsulele cu șpan radioactiv (din folie de 0,1 mm cu 99,9% Al), fixate pe o stangă de lemn, s-au introdus sub oglinda băii metalice neacoperite, după (sensibile la radiațiile emise de fosforul radioactiv cu care s-a executat marcarea oțelului lichid), realizîndu-se după un timp lung de expunere autoradiografiile rapartiției P—32 în lingou (la scară 1 : 1), în funcție de gradul de solidificare a fiecărei zone (figurile 4 și 6 reproduc la o scară sub 1 : 10 repartiția izotopului în cele patru lingouri marcate, turnate cu bucșe *A* sau *B*), în limitele fronturilor de solidificare la diferite momente de marcare și în condițiile de turnare-solidificare specifice fiecărei șarje și fiecărui tip de maselotaj.

În figurile 4 și 6, gradul de înnegrire a radiografiei este legat de gradul de solidificare a materialului într-o zonă dată a lingoului. În primele faze ale formării lingoului, în momentul introducerii șpanului radioactiv în baia de oțel din maselotieră, acesta se dizolvă, fiind preluat de curenții de convecție de-a lungul fron-

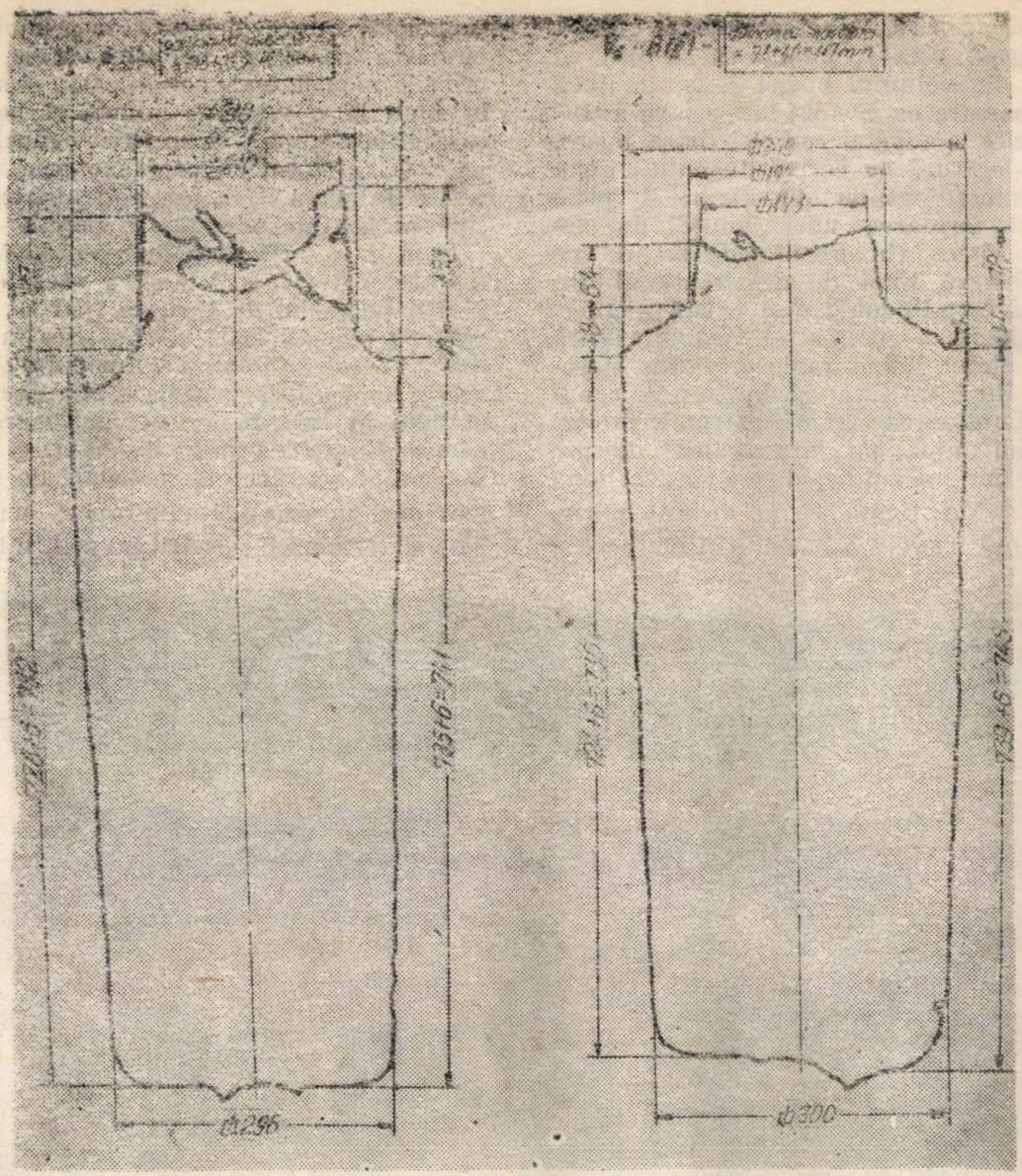


Fig. 5. Desenele de contur ale secţiunilor longitudinale axiale prin lingourile şi maselotele lingourilor de tip V6, turnate cu bucşe exoterme A sau B în şarja II, secţiuni pe care s-au realizat autoradiografiile din figura 6

tă latură — cu formarea nodului termic — şi la o evoluţie anormală a procesului de solidificare. Aceasta denotă o slabă eficienţă termică a bucşei de tip *A* (fig. 4, VA), comparativ cu cea a bucşei de tip *B* (fig. 4, VB), în care metalul se menţine în stare lichidă pînă în ultima fază a solidificării metalului în chiar volumul bucşei. Oţelul lichid coboară lent de-a lungul pereţilor bucşei B, pe măsura absorbţiei acestuia în corpul lingoului pentru completarea golurilor de contracţie, fără să se solidifice pe pereţii bucşei, dovadă a calităţilor exoterme şi izolante bune ale materialului ceramic de tip B, în compensarea pierderilor şi a conservării căldurii băii. Ca urmare , fronturile de solidificare din corpul lingoului VB—I pot fi uşor delimitate la cele patru momente de marcare (deşi la fronturile I şi II se observă şi aici unele modificări ale limitei solid-lichid spre piciorul VB, datorită influenţei evidente a curenţilor reci din exterior, pe latura lingotierei respective), metalul menţinîndu-se în stare lichidă pînă în ultima fază a solidificării în chiar volumul bucşei, dovadă atît forma şi adîncimea fronturilor III şi IV, cît şi forma uşor concavă foarte corectă a retasurii. Trebuie subliniat faptul că, în corpul lingoului VB — I, nu s-au observat discontinuităţi de material, nici în volumul maselotei şi cu atît mai puţin în corpul lingoului. Se poate spune că maselota lingoului VB—I s-a solidificat conform schemei ideale, lingoul avînd o retasură extrem de concentrată (axial, imediat sub crusta de la capul lingoului), sub forma unor porozităţi grupate, care nu s-au evidenţiat decît după o prelucrare îngrijită a suprafeţei urmată de un

atac chimic pentru macrostructură. Revenind la lingoul VA—I, trebuie să se observe că metalul din volumul bucșei A se afla (încă la prima marcare cu P—32) într-o fază avansată de răcire la nivelul consolei (baza bucșei și zona de legătură cu corpul lingoului), zonă în care autoradiografia din figura 4 pune în evidență formarea unei „punți" de metal foarte vîscos (în nuanța de gri de pe poză se observă linia de demarcație dintre maselotă și corp-lingou); deci există pierderi mari de căldură la acest nivel. Așa se explică faptul că oțelul lichid radioactiv din maselotiera VA după un interval de timp de cca 3 min de la terminarea turnării pătrunde în corpul lingoului numai pe „latura caldă" dinspre sifon, deplasînd miezul lichid spre această zonă (frontul II în VA, figura 4). Pe de altă parte, slaba eficiență termică a bucșei A (izolatoare și exotermă) este evidențiată, în primul rînd, de formarea scoarței pe pereții acesteia, încă din primele momente ale solidificării, ceea ce duce în final la o retasură adîncă și neregulată, care influențează și acoperirea oglinzii băii cu un strat uniform de praf exoterm, spre deosebire de bucșa B, în care se realizează o retasură plată, fără aderențe la pereți.

În a II-a șarjă s-au marcat două lingouri (notate VA—II și VB—II), așezate în alte poziții pe podul de turnare (parțial ferite de curenții reci din hală și simetrice față de influența caldă a sifonului și a podului de turnare vecin, fig. 1). Însă, în șarja a II-a, temperatura oțelului la turnare a fost mai mare, pentru aceeași durată de turnare pe pod. Deși imersarea izotopului s-a făcut la intervale de timp mai mari decît în șarja a II-a (în raport cu momentul zero al terminării turnării pe pod, tab.3), fron-

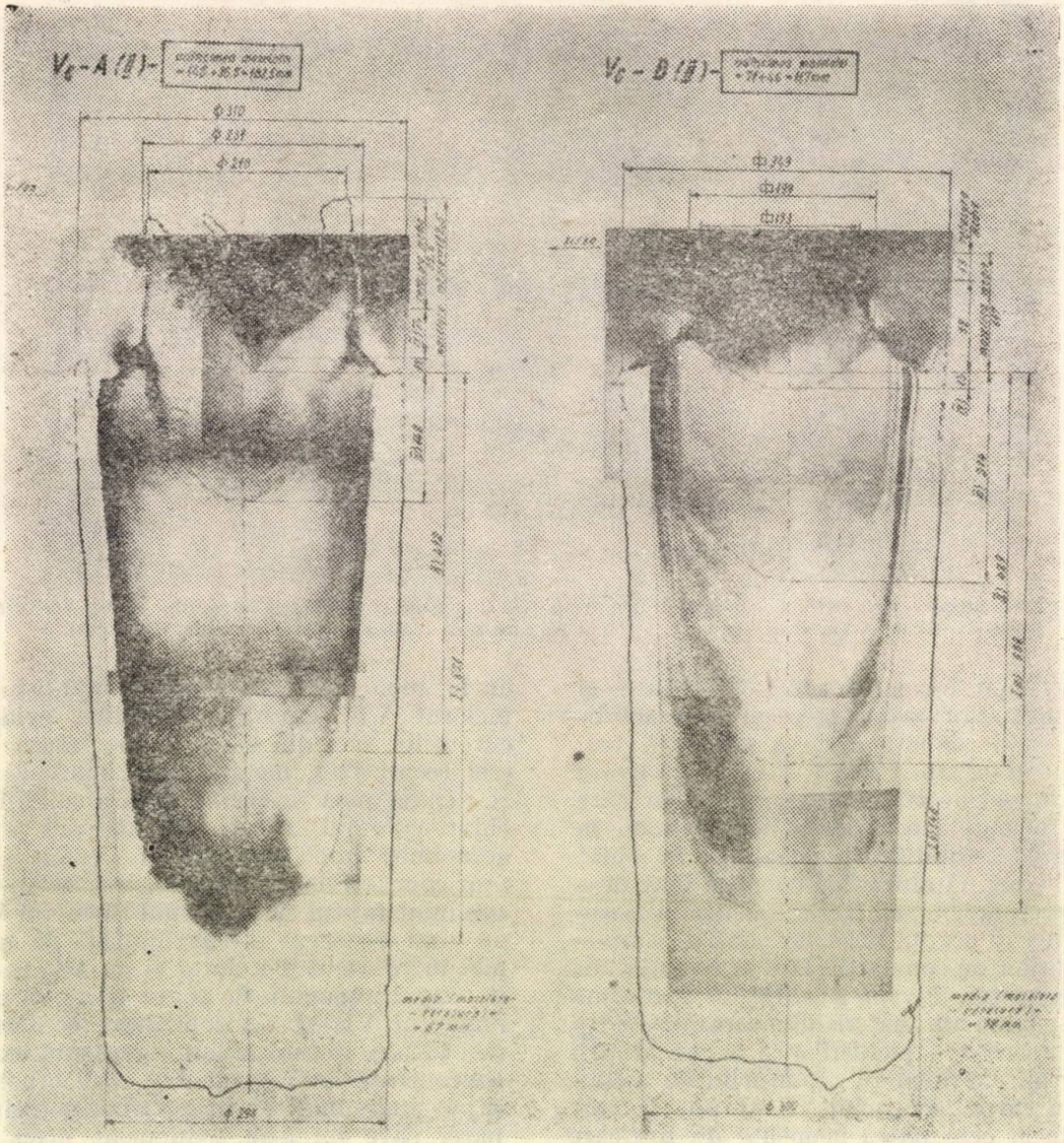


Fig. 6. Autoradiografiile repartiției P—32 în oțelul lichid și alura fronturilor de solidificare la cele patru momente de marcare, pentru lingourile de 600 kg turnate cu bucșe ceramice de tip A și B, din șarja II (în original scara 1 : 1)

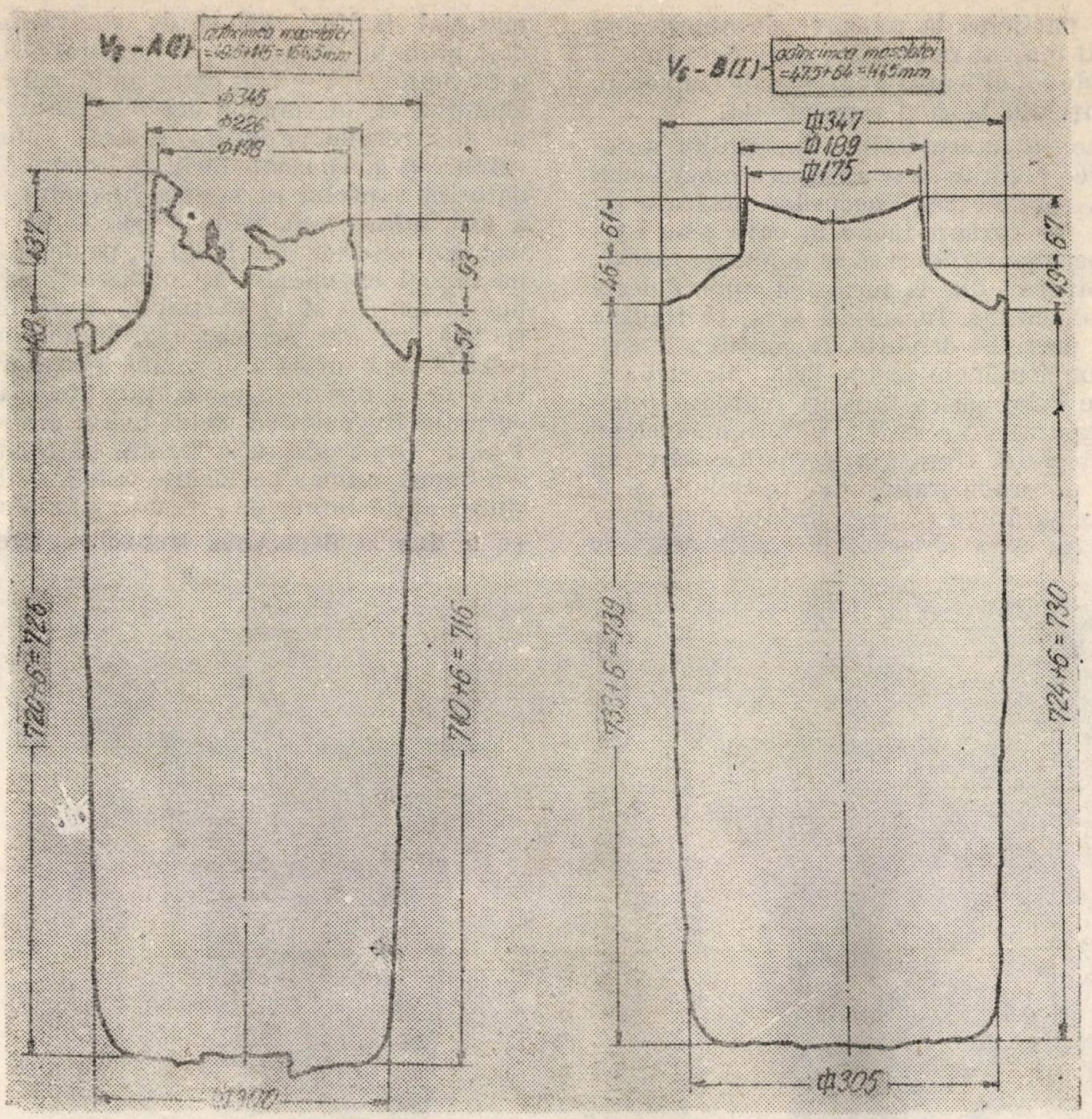


Fig. 3. Desenele de contur ale secţiunilor longitudinale axiale prin lingourile şi maselotele lingourilor de tip V6, turnate cu bucşe exoterme A sau B în şarja I, secţiuni pe care s-au realizat autoradiografiile din figura 4

tului de solidificare şi diluat practic instantaneu în tot metalul aflat în stare lichidă [4], [5]. Limita solid-lichid a „puţului" de oţel din lingou fiind în stare vîscoasă „prinde" în acest proces o cantitate de izotopi mai mare care, ulterior, nu mai poate fi difuzată în tot miezul lingoului. În aceste condiţii, cea mai mare intensitate de înnegrire se va observa pe film la limita solid-lichid, diluîndu-se treptat spre ax în tot volumul de metal lichid existent, în acel moment, în miezul lingoului. Însă, pe măsura avansării solidificării, mişcarea de convecţie dispare [3] — [5], iar izotopul se distribuie uniform în tot volumul de metal lichid existent în miez (sau în „nodul" termic), radioactivitatea adăugată în ultimele faze ale solidificării suprapunîndu-se peste cea existentă din marcările anterioare, astfel încît zonele din lingou, care solidifică ultimele, apar pe autoradiografii cu grad de înnegrire maxim (nodul termic evidenţiat în interiorul lingoului VA—I sau ultimul front de solidificare de la capul lingoului VB—I din figura 4).

Petele albe de pe autoradiografii, dintre crusta lingoului şi primul front de solidificare marcat, reprezintă zone din lingou deja solidificate în momentul introducerii primei porţii de izotopi în oţel. Zonele cu diferite nuanţe de gri (sau chiar albe), din interiorul frontului de solidificare respectiv, reprezintă zonele în care, la momentul respectiv, metalul se află în faze cu viscozităţi diferite (diverse grade de solidificare), ceea ce face ca distribuţia izotopului să fie diferită (fig. 4, stînga lingoului VA—I), fără să se dilueze uniform către ax-lingou (ca în lingoul VB—I, figura 4). Există însă zone albe şi în centrul lingoului (de ex. triunghiul cu vîrful pe ax şi baza către piciorul lingoului VB—II din figura 6, dreapta) care trebuie interpretate ca zona din lingou, în care oţelu$_1$

lichid nu participă la mișcarea de amestecare cu lichidul marcat radioactiv, adus de-a lungul frontului de solidificare de curenții de convecție, descendenți din bazinul maselotierei.

O asemenea interpretare a imaginilor autoradiografice permite să se analizeze modul cum evoluează solidificarea lingourilor marcate (în condițiile de turnare-răcire în care s-au executat experimentările) și să se depisteze, astfel, cauzele care au dus la formarea unor defecte sau neomogenități. În același scop, în figurile 3 și 5 se prezintă desenele de contur ale secțiunilor longitudinale axiale prin lingourile + maselotele celor patru lingouri marcate (analizînd comparativ VA cu VB, turnate în aceleași condiții, deci din aceeași șarjă), peste care s-au suprapus autoradiografiile din figurile 4 și 6. Se menționează însă că pe suprafața secțiunilor cercetate nu s-au observat discontinuități de material (sulfuri, goluri de contracție etc.), deși probabil au existat în jumătatea dreaptă a lingoului VA — I, a cărei solidificare a fost neuniformă, în volumul acesteia observîndu-se un nod termic pe latura dinspre sifonul de turnare (fig. 4), comparativ cu lingoul VB — I, datorită faptului că răcirea lingoului VA — I a fost influențată, pe de o parte, de curenții reci din exterior (din hală) și, pe de altă parte, de faptul că metalul a „înghețat" pe pereții bucșei de tip *A* și parțial la baza lingoului (petele gri din maselotieră), încă înainte ca solidificarea totală a lingoului VA să aibă loc, ceea ce a dus la o alimentare defectuoasă a corpului lingoului cu metal lichid din volumul bucșei. Din radiografie rezultă că alimentarea s-a făcut numai pe latura caldă a lingoului (influențată termic de prezența sifonului), ceea ce a dus la deplasarea frontului către aceas-

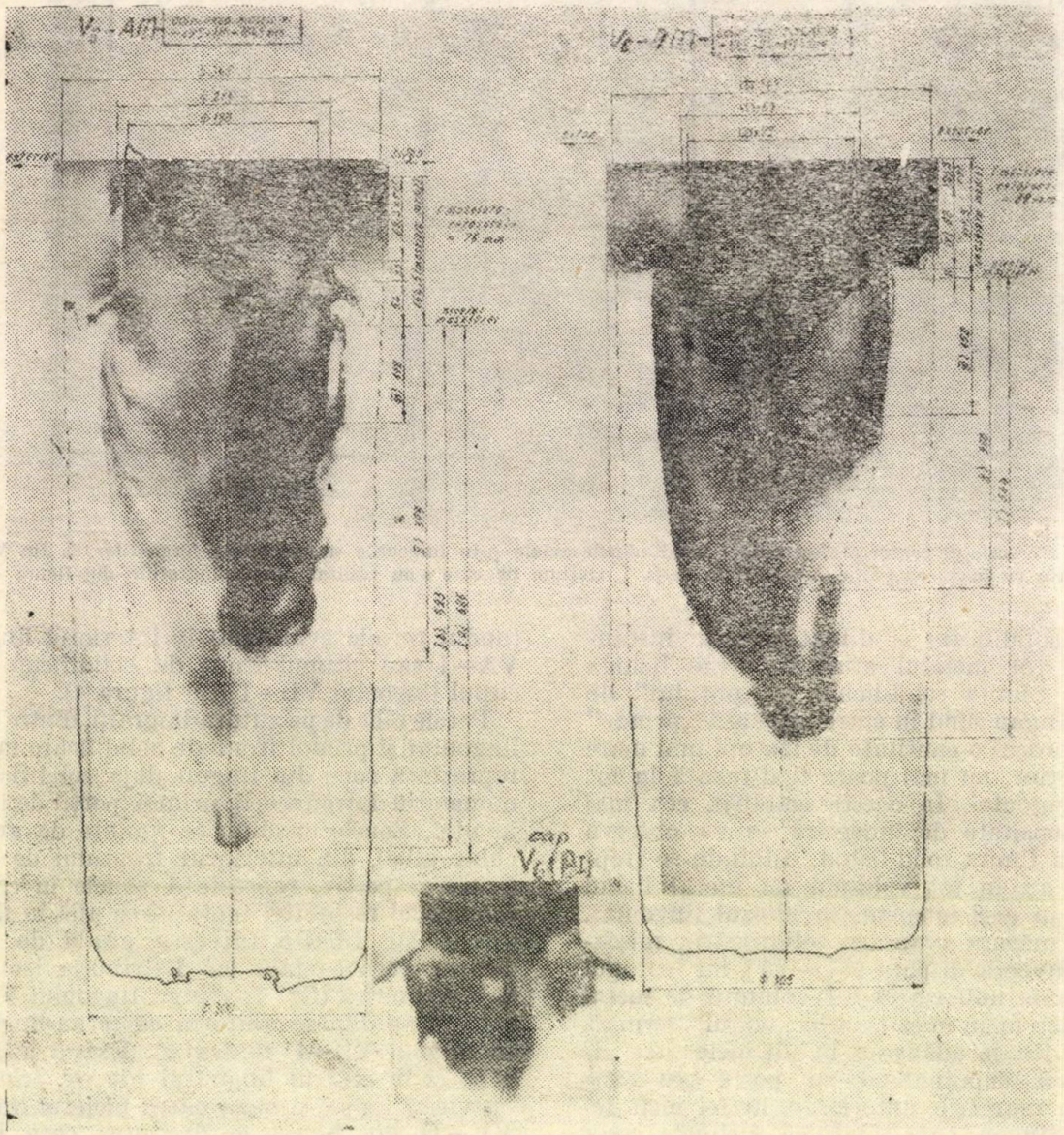


Fig. 4. Autoradiografiile repartiției P—32 în oțelul lichid și alura fronturilor de solidificare la cele patru momente de marcare, pentru lingourile de 600 kg turnate cu bucșe ceramice de tip A și B, din șarja I (în original scara 1 : 1)

jumătatea sa superioară, ceea ce atestă existența unor curenți de convecție descendenți, de-a lungul fronturilor I, II și III. În figura 7 se prezintă la scară mărită zona respectivă din lingoul VB—II, în care se remarcă mai bine existența dungilor de radioactivitate succesiv scăzută pentru același front de solidificare, din care numai cea cu concentrație maximă reprezintă frontul de solidificare corect pentru momentul dat de imersare a P—32.

Urmărind linia de activitate ridicată a fronturilor I și II din VB—II se observă punctele de întoarcere a fluxurilor descendente (în jumătatea inferioară a lingoului) și formarea unor fluxuri ascendente (de activitate mai slabă) pe direcția axului. Între cele două grupuri simetrice ale curenților, de-a lungul axului apare o zonă albă (nemarcată) începînd de la 4/5 H sub consolă pentru frontul I, în ambele lingouri din șarja II, ceea ce arată că nu are loc o amestecare a lichidului din această zonă cu cel radioactiv adus de curenții descendenți de la capul lingoului.

Astfel, autoradiografiile prezentate în lucrare (fig. 6) și în mod deosebit cele ale lingoului VB—II „fotografiază" (prin prezența fosforului radioactiv la limitele fronturilor I — III) formarea ciclurilor turbionare simetrice față de ax în mișcarea convectivă a metalului lichid, cicluri de tipul celor calculate analitic de Efimov (fig. 8), valabile și pentru lingouri de masă mică și cu H/D = 2 (a se observa mai ales zona centrală axială din treimea mijlocie a lingoului VB — II din figura 7). Efimov V. A. demonstrează că, în esență, există o mișcare intensă a topiturii, de sus în jos și de jos în sus, la nivelul frontului de solidificare, în timp ce partea centrală a miezului lichid se găsește într-o stare liniștită, care nu participă la omogenizarea metalului (fig. 8). Numeroase lucrări experimentale sau analitice [1], [4], [5] arată că viteza curenților de convecție ascendenți este mai mică decît a celor descendenți și scade pe măsură ce solidificarea avansează (ambele fluxuri — descendent și ascendent — au viteze determinate de mărimea masei lingoului).

O a doua particularitate a distribuției indicatorului radioactiv în metalul care se solidifică este următoarea: concentrația acestuia scade „monoton" de sus în jos pe înălțimea lingoului, dar și de la crustă spre centru (la orice nivel transversal), deoarece lipsește atît o circulație pe contur închis în direcție radială, cît și în zonele din imediata apropiere a axului. Faptul este confirmat atît de experiențele realizate cu radioizotopul aur 198, imersat în lingouri de 0,5 și de 1,2 t [1], [4], cît și de autoradiografia din figura 6 (VB—II).

Se știe că difuzia pe direcție radială este de 150—200 ori mai mică decît în direcție verticală [1], [5]. Dacă această diferență n-ar exista,

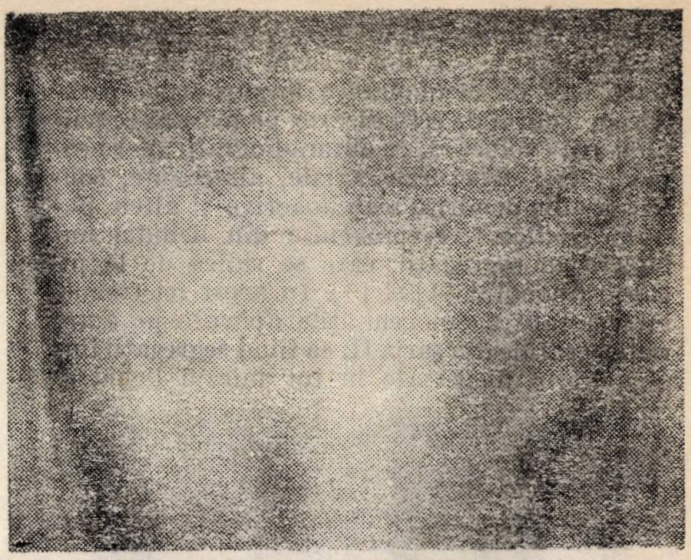


Fig. 7. Autoradiografia zonei centrale a lingoului V6—BII

atunci difuzia în direcție radială ar duce la o omogenizare a compoziției oțelului din punct de vedere radioactiv, iar dungile de activitate mare nu ar mai apărea (ca în volumul fronturilor III și IV — din VB — I și al frontului IV — din VB — II, unde „înnegrirea" radiogramei este continuă, ceea ce arată că, în aceste zone, mișcarea de convecție a metalului a încetat). În același timp, autorii [1] și [5] consideră că există posibilitatea formării unor cicluri locale (miniturbioane) în zona din apropierea crustei, care își au originea în contracția oțelului la trecerea din faza lichidă în cea solidă. Astfel, contracția duce la apariția unor fisuri de-a lungul frontului de cristalizare, care apoi sînt umplute cu topitura care se mișcă de sus în jos, formînd mici turbioane de-a lungul frontului, turbioane care determină lățimea dungii puternic radioactive a acestuia (în figura 7 se observă ca niște perle înșirate pe limita solid-lichid).

Pe de altă parte, de-a lungul frontului de solidificare este posibilă căderea cristalelor formate la partea superioară a lingourilor, către piciorul lor. În experimentările efectuate pe lingouri de 1,2 t, prin imersarea de sulf-35 pe la capul lingoului la 30 min de la terminarea turnării [1], s-a observat că în treimea inferioară de la picior există o zonă cu concentrație mai ridicată de izotopi. Aceasta arată că izotopul de la capul lingoului a pătruns acolo o dată cu cristalele aflate în cădere către picior, în timpul dezvoltării zonei bifazice din această zonă (elementele segregante S, P, C se acumulează între ramurile cristalelor în formare, iar segregațiile se deplasează la frontul de cristalizare de jos în sus pe direcția maselotei). Contracția oțelului dă naștere la fisuri pe linia frontului, către care se îndreaptă metalul lichid din maselotieră, îmbogățit în segregații (dacă la începutul solidificării metalul lichid din maselotieră

este slab îmbogăţit în segregaţii — dovadă că amprentele de sulf din această fază nu evidenţiază linii de acumulare a impurităţilor paralele cu frontul de cristalizare) pe măsură ce solidificarea evoluează, pe autoradiografii apar neomogenităţi structurale, axiale, alternante, constituite din dendrite neradioactive şi altele puternic radioactive, provenite din lichidul îmbogăţit în segregaţii, care se ridică de la piciorul lingoului [4] şi [5]. În acest fel trebuie interpretate neomogenităţile apărute pe autoradioagrafiile din şarja II, ca fiind segregaţii fine şi uniform dispersate în tot miezul lichid al

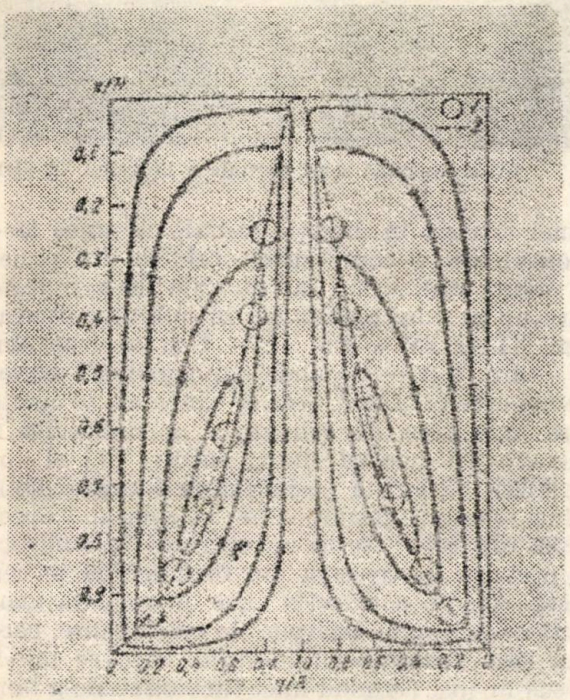


Fig. 8. Liniile curenţilor de convecţie în lingoul de oţel calmat de 14 t, rezultate din calculele analitice ale lui Efimov, V. A. [1]: *1* — centrul de rotire a curenţilor de convecţie; *2* — linia de separaţie dintre fluxul ascendent şi descendent; *H* — înălţimea; *R* — raza lingoului

lingourilor distribuite în formă de „U" (după forma izotermelor de solidificare) şi în formă de „V", în şarja I (urmărind conicitatea fronturilor şi răspîndite mai neuniform, uneori sub forma unor mici aglomerări în VA—I). În figura 6, pe filme se observă porţiuni din ciclurile turbionare, simetrice faţă de ax, turbioane care se află în formare, dar care sînt oprite prin „îngheţarea" prea rapidă a oţelului (dictată de intervalul de cristalizare a acestuia şi de masa mică a lingoului). Cînd ultimul turbion (pe frontul III) închide ciclul, deci cînd mişcarea de convecţi încetează (pentru lingourile V6 aceasta însemnînd la cca 10—11 min de la terminarea turnării, conform figurii 6), tot miezul lichid aflat în volumul de deasupra frontului III capătă o nuanţă uniformă de înnegrire (gri), semn că metalul prezintă o concentraţie egală de izotopi, pe fondul căreia se deosebesc uşor neomogenităţile distribuite după o curbă în formă de „U" cu deschidere largă şi care sînt şi în cantitate mai mare decît în metalul de sub curba frontului III. Din acest moment, influenţa zonei calde de la capul lingoului (deci a bazinului de oţel lichid din bucşa ceramică) este foarte importantă pentru formarea părţii centrale a lingoului. De acum, contribuţia băii din bucşă la compensarea golurilor de contracţie, la decantarea impurităţilor şi gazelor, la formarea zonei de segregaţie maximă de sub maselotă devine esenţială pentru realizarea unui lingou lipsit de discontinuităţi şi defecte. Iată de ce este necesar ca bucşa ceramică să funcţioneze ca un rezervor de căldură pentru metalul din volumul său, pînă la solidificarea completă a lingoului.

Rezumînd datele obţinute prin studiul cu ajutorul fosforului radioactiv asupra comportării în exploatare a celor două tipuri de bucşe ceramice exoterme, experimentate pe lingotiere V6 se poate spune că eficienţa termică a bucşelor A este mult mai slabă decît cea a bucşelor B (cu aceleaşi dimensiuni şi compoziţie chimică globală, dar fabricată după o altă reţetă şi cu materii prime de proveniență diferită), pe baza următoarelor constatări:

— Lingourile V6 turnate cu bucşe exoterme de tip A prezintă retasuri ascuţite, de patru ori mai adînci decît cele turnate cu bucşe de tip B, retasuri care au o formă neregulată şi cu tendinţă de inchidere, ceea ce implică şi o acoperire necorespunzătoare a oglinzii cu praf exoterm. O mare cantitate de oţel se solidifică pe pereţii bucşei A, formînd scoarţe şi uneori chiar „punţi" de metal în stare avansată de solidificare la nivelul consolei (a suprafeţei de separaţie dintre maselotă şi corpul lingoului), ceea ce duce la o alimentare slabă cu oţel lichid a zonei centrale din lingou. Lingourile turnate cu bucşe B (pe acelaşi pod) prezintă retasuri de formă plată (cu concavitate foarte redusă), care asigură acoperirea cu un strat uniform de praf exoterm a oglinzii băii, reducînd pierderea de căldură pe la partea superioară a bucşei. De-a lungul pereţilor bucşei B, metalul lichid coboară continuu şi uniform (fără depuneri de scoarţe), ceea ce arată că, în materialul ceramic de tip B, se declanşează rapid reacţia exotermă (din primele momente de contact cu oţelul lichid), care dezvoltă şi menţine o cantitate de căldură suficientă pentru compensarea pierderilor prin pereţii bucşei, pe toată durata solidificării lingoului.

— Cantitatea de oţel absorbită în lingou din volumul bucşelor studiate pentru completarea golurilor de contracţie este de două ori mai mică la lingourile turnate cu bucşe A, faţă de cele turnate cu bucşe B în aceleaşi condiţii, ca rezultat al „îngheţării" oţelului pe pereţii bucşei A şi chiar la baza acesteia. Cu toate acestea, retasura (ascuţită şi adîncă din

turile de solidificare din lingourile VA—II și VB—II au fost mai adînci și mai largi, mai bine conturate și mai regulate (figura 6 comparativ cu figura 4), urmărind forma lingotierei în primele momente de marcare. Cu toate acestea, și la șarja a II-a s-au menținut diferențele esențiale dintre comportarea termică a celor două bucșe A și B. Astfel, comparînd lingourile VA și VB din figura 5, se observă că forma retasurii lingoului VB—II este foarte plată (ca și la VB—I), în timp ce la lingoul VA—II retasura este adîncă și foarte neregulată. De asemenea, în timp ce scurgerea metalului de-a lungul pereților bucșei VB—II lichid cuprins în bucșele VA (deci o cantitate de două ori mai mică) participă la compensarea golurilor de contracție, mare parte din lichid solidificîndu-se pe pereții bucșei, fără să contribuie la menținerea unui strat de metal cald la capul lingoului pe durata totală a solidificării.

Prin urmare, avînd în vedere că retasurile se mențin în limitele volumului maselotelor, se poate spune că volumul interior al bucșelor VA și VB este bine dimensionat, în sensul că există o cantitate suficientă de oțel lichid pentru compensarea contracției metalului aflat în curs de solidificare. Dar, la aceeași grosime a pereților

Tabelul 2

Unele date privind turnarea, marcarea și măsurătorile efectuate pe lingourile experimentale de 600 kg (H/D = 2)

Șarja, tipul lingotierei și al maselotierei	Temperatura oțelului, °C		Timpul de turnare		Momentul imersării izotopului în maselotieră *	Înălțimea medie a maselotei M, mm	Adîncimea medie a retasurii R, mm	Cantitatea de oțel absorbită din volumul maseloterei în corp-lingou, %
	evacuare	turnare	corpul lingoului	maselota				
ȘARJA I								
—A					I — 10s			
V6—I					II — 3 min 05s	A—164,5	A—88,5	A—19,7
—B	1615	1525	2 min 05s	1min30s	III —7 min 05s			
					IV —14min 05s	B—111,5	B—23,5	B—35,7
						A/B = 1,47	A/B=3,8	B/A=1,81
ȘARJA II								
—A					I—45s			
V6—II					II —5min 30s	A—182,5	A—95,5	A—17,8
—B	1608	1535	2min 45s	45s	III — 10 min 05s			
					IV — 12 min 05s	B—117,0	B—19,0	B—34,7
						A/B=1,56	A/B=5,0	B/A=2,11

* Pentru aceeași șarjă, doi operatori au imersat izotopul în același moment în cele două bucșe A și B

este uniformă și nu „udă" materialul ceramic, în bucșa VA—II se formează o scoarță groasă cu tendința de închidere a retasurii. Ca urmare, adîncimea medie a retasurii este egală cu 21 mm la lingourile V6 cu bucșa B, dar este de patru ori mai adîncă (92 mm) în cele cu bucșa A.

Totuși trebuie menționat faptul că retasurile VA sînt situate în volumul bucșelor respective, iar discontinuități de material nu s-au observat în corpul lingourilor VA și VB din șarja a II-a, dar după atac chimic au apărut mici concentrații de porozități în zona axială din imediata apropiere a scoarței retasurii și în volumul maselotei. Calculînd cantitatea de oțel absorbită în corpul lingourilor din volumul bucșelor VA și VB (tab. 2), rezultă că în medie cca 35% din metalul lichid cuprins în bucșa VB participă la compensarea golurilor de contracție din corpul lingoului și totodată formează o baie de oțel (în strat cald, gros și uniform), care permite solidificarea corectă a lingoului VB. În aceleași condiții, cca 18% din oțelul celor două bucșe, constituite din materiale ceramice A și B, nu poate fi realizată aceeași „ecranare" termică a capului lingoului, cu efecte benefice asupra solidificării zonelor centrale din lingou. După forma și dimensiunile fronturilor de solidificare și ale retasurilor (comparînd fig. 3 cu 4 și 4 cu 6), rezultă că aportul materialului A, la menținerea căldurii în baia de oțel din maselotieră, este mai slab decît cel al materialului ceramic B (compoziția materialului A necorespunzătoare sau viteza de declanșare a reacției exoterme mai mică), fapt care s-ar putea explica prin rețeta de fabricație și prin compoziția chimică și mineralogică a materiilor prime de diferite proveniențe care intră în componența pastelor pentru fasonarea bucșelor A și B.

Influența celor două materiale ceramice trebuie însă urmărită nu numai în zona imediat apropiată maselotei, ci și în zone mai adînci în corpul lingourilor, lucru care se va face în continuare, discutînd rezultatele experimentale și prin prisma altor lucrări din literatură.

Tabelul 3

Adîncimea fronturilor de solidificare la diferite momente de imersare a radiofosforului

Nr. şarjei	Nr. frontului de solidificare şi momentul imersării izotopului în bucşă	Adîncimea totală a frontului de solidificare (maselota medie + corp lingou), mm	
		lingoul VA	lingoul VB
ŞARJA I	I — 10 s	76+606=682	88+544(?)=632(?)
	II — 3 min 05 s	76+379=455	88+360=448
	III — 7 min 05 s	76+110=186	88+152=240
	IV — 14 min 05 s	*76—54= 22	*88— 8= 80
ŞARJA II	I — 45 s	87+631=718	98+606=704
	II — 5 min 35 s	87+412=499	98+429=527
	III — 10min 05 s	87+140=227	98+214=312
	IV — 12 min 05 s	**87— 13= 74	98+ 13=111

* Frontul IV în ambele lingouri a fost deasupra nivelului de separaţie dintre maselotă şi corpul lingoului (deci în volumul maselotei).

** Frontul IV din VA a fost deasupra nivelului de separaţie.

Astfel, din analiza tabelului 3 şi a figurilor 4 şi 6 rezultă următoarele :

— *Adîncimea maximă de pătrundere a oţelului lichid din maselotă* în corpul lingoului V6 este de 606—631 mm sub maselota VA (adică ajunge pînă la 100—115 mm de piciorul lingoului) şi de 544—606 mm sub maselota VB (adică pînă la 185—120 mm de picior), în funcţie de poziţia lingoului pe podul de turnare şi de temperatura oţelului din şarja dată.

— *Forma „putului" de oţel lichid la diferite momente de marcare* este în general tronconică, cu deschidere mare pe direcţie radială atît la baza maselotei (mai ales la lingourile VB), cît şi spre picior. Excepţie fac ambele lingouri din şarja I (fig. 4), în care fronturile I şi II de pe latura opusă sifonului sînt deformate, datorită influenţei reci a mediului exterior (legat de poziţia pe pod a lingotierelor respective, fig. 1) şi care iau rapid forma unui con cu vîrful ascuţit la cca 100 mm de baza lingotierei.

În ambele lingouri din şarja II, frontul *I* (marcat la 45 s) urmăreşte forma secţiunii lingoului pe o lungime de cca 3/4 H (H fiind înălţimea lingoului, de 720—730 mm), după care se închide spre picior cu o formă uşor concavă, sub influenţa rece a podului de turnare, la o distanţă de 120—180 mm de baza lingotierei. Tot în şarja II, frontul II (de la 5 min, 35 s) este practic paralel cu frontul I pînă la H/2, după care brusc se rotunjeşte spre vîrf. Frontul III este foarte larg deschis sub maselotieră (la ambele lingouri), în vreme ce, în şarja I (cu alte condiţii de turnare şi cu influenţă mare din exterior), frontul III în VB—I are formă conică, dar cu deschiderea bazei egală cu diametrul maselotei (figura 4, dreapta), ceea ce permite o bună alimentare cu oţel lichid a zonei centrale a lingoului, fără apariţia de discontinuităţi sub maselotă. Excepţie face lingoul VA—I, la care fronturile II şi III sînt complet deplasate faţă de ax, către latura caldă a lingoului spre sifon, formînd un nod termic datorită alimentării cu oţel lichid din maselotieră tot pe aceeaşi parte (fig. 4).

— Practic, *influenţa termică a bucşelor A şi B* se simte începînd cu frontul III, deci după 7—10 min de la terminarea turnării. Răcirea rapidă a capului lingoului şi pierderile mari de căldură în zona consolei fac ca frontul IV din lingoul VA—I să fie abia schiţat ; materialul radioactiv rămîne în întregime în zona de sub scoarţa retasurii, aflat într-o stare avansată de solidificare. Autoradiografia de la capul lingoului VB—I (fig. 4) evidenţiază curba netă a frontului IV (la 14 min după turnare), ceea ce indică faptul că metalul era încă în stare lichidă (sau uşor vîscoasă) la momentul respectiv, spre deosebire de VA—I atestînd calităţile termofizice superioare ale bucşei B.

Totodată, despre distribuţia izotopului radioactiv imersat (pe la capul lingoului) în volumul de metal care se solidifică şi despre posibilitatea estimării calitative a mişcării topiturii în miezul lichid al lingoului, numeroşi cercetători, printre care Efimov [1] şi Skrebţov [5], indică două particularităţi importante, legate de mecanismul transferului de căldură prin convecţie liberă şi în ideea curgerii turbulente a oţelului lichid.

Prima particularitate constă în apariţia pe autoradiografiile secţiunii longitudinale în lingou a unor „dungi" de radioactivitate ridicată (explicată prin faptul că de-a lungul frontului de solidificare există un flux de oţel care captează în el o cantitate importantă de indicator radioactiv imersat în baie), însoţită de dungi secundare mai slab conturate, care apar foarte clar mai ales atunci cînd lingoul este gros (H/D mic) şi în primele faze ale cristalizării acestuia. Acest lucru s-a evidenţiat în cazul lingoului VB — II (pe latura dinspre sifon, figura 6), în

bucşele A şi plată din bucşele B) nu depăşeşte volumul maselotei, corpul lingourilor VA şi VB nu prezintă discontinuităţi de material în zona axială de sub maselotă (porozităţi fine şi concentrate axial imediat sub crusta maselotei se observă rar, în funcţie şi de condiţiile de turnare). Neomogenităţile fizice din corpul lingourilor VA şi VB — de tipul segregaţiilor — sînt fine şi uniform distribuite în metal după curbe în formă de „U" cu deschidere largă în raport cu secţiunea lingoului, urmărind izotermele de solidificare (mai evidente în treimea superioară a lingoului) pentru lingourile VB şi mai neuniform distribuite în lingourile VA (uneori chiar ca aglomerări sau concentrate în „noduri" termice — şarja I, fig. 4).

— Limita zonei solid-lichid la diferite momente de la terminarea turnării (forma „puţului" lichid) este uniformă la lingourile VB, dar mai puternic perturbată în lingourile VA. În primele 10—11 min de la terminarea turnării (indiferent de tipul bucşei), liniile frontului de solidificare nu sînt continue, ci prezintă o serie de mici turbioane locale înşirate de-a lungul limitei solid-lichid, ceea ce atestă existenţa unei mişcări locale a metalului în primele faze ale solidificării, cînd pe această limită apar fisuri datorită contracţiei metalului prin cristalizare, a căror goluri sînt umplute cu lichidul adus de fluxul descendent din „rezervorul" existent în volumul bucşei ceramice. Astfel, indiferent de tipul maselotajului (A sau B), primele fronturi de solidificare (pînă la cca 5 min) din corpul lingourilor V6 urmăresc forma lingotierei (cu atît mai exact cu cît temperatura de turnare a oţelului este mai mare şi cu cît influenţele termice din exterior sînt mai mici).

Pe filmele autoradiografice (fig. 4 şi 6) se observă clar influenţa căldurii de la sifonul de turnare şi influenţa rece a podului de turnare sau a curenţilor din hală (funcţie de poziţia lingoului pe pod), care perturbă forma normală a fronturilor de solidificare, ducînd la formarea nodurilor termice (VA—I) şi la apariţia prematură a unor stări vîscoase, în anumite zone din corpul lingourilor. Se remarcă faptul că, în aceste cazuri, evoluţia solidificării este mai puţin perturbată în lingourile turnate cu bucşe B, mai ales în treimea superioară a acestora, în care este evidentă influenţa căldurii conservate mai bine în bucşele B. De asemenea, spre deosebire de lingourile VA, în lingourile VB fronturile de solidificare au o deschidere egală cu baza bucşelor, pe toată durata solidificării lingourilor, dovadă că oţelul se menţine în stare lichidă pînă la 12—14 min de la turnare în volumul bucşelor B, pe toată secţiunea acestora; deci are loc o alimentare permanentă (şi neîngrădită de prezenţa unor stări vîscoase) a miezului lingoului în procesul de contracţie, chiar şi după încetinirea şi încetarea mişcării de convecţie din zona centrală.

— Adîncimea maximă de pătrundere a metalului radioactiv din bucşe în corpul lingoului V6 este redată în tabelul 2 în funcţie de momentul imersării indicatorului radioactiv, dar se pare că nu poate ajunge mai jos de 100 mm de la bază, din cauza răcirii bruşte a piciorului sub influenţa podului de turnare. În plus, aceasta depinde de condiţiile de turnare (viteza şi temperatura oţelului, poziţia lingotierelor pe pod — între ele şi în raport cu influenţele termice din exterior), deci de condiţiile în care se dezvoltă mişcarea de convecţie în miezul lichid şi de durata acesteia (max. 10—11 min de la turnare pentru lingourile V6).

— Analiza datelor experimentale, prezentate parţial în această lucrare, a dus şi la unele constatări de ordin general (teoretic) privind studiul proceselor de solidificare a lingourilor din oţel şi al influenţei maselotajului asupra calităţii lingourilor obţinute prin folosirea metodelor de marcare cu izotopi radioactivi. Astfel, prin realizarea autoradiografiilor macrostructurale, care reprezintă „fotografia" mişcării metalului în miezul lichid al lingoului, la un moment dat se evidenţiază formarea ciclurilor turbionare simetrice faţă de axul lingoului în mişcarea convectivă a metalului lichid (existenţa transferului de masă în flux turbionar şi prin difuzie moleculară), precum şi influenţa condiţiilor de turnare-solidificare (temperatura oţelului şi influenţa mediului ambiant), dar mai ales a tipului de maselotaj (tipodimensiunile, reţeta de fabricaţie şi caracteristicile termofizice ale bucşelor exoterme studiate) asupra extinderii şi evoluţiei fronturilor de solidificare, asupra compactităţii şi structurii lingourilor (formarea retasurilor, existenţa porozităţilor şi segregaţiilor etc.).

Pe baza rezultatelor studiului de faţă, s-au iniţiat şi sînt în curs lucrări care vizează îmbunătăţirea caracteristicilor termice ale bucşelor exoterme de tip A (avînd în vedere disponibilitatea materiilor prime utilizate în reţeta de fabricaţie a acestora), concomitent cu studierea unui nou tip de lingotieră pentru turnarea lingourilor de 600 kg din oţel rapid RP 5 (o lingotieră monobloc, în care maselotiera, alcătuită din două straturi: termoizolant şi exoterm, este „îngropată" în partea superioară a lingotierei). Se menţionează faptul că primele încercări care s-au efectuat cu noul tip de lingo-

tieră duc la realizarea unor lingouri de calitate bună, care pot fi forjate fără debitarea prealabilă a maselotei, neexistînd pericolul desprinderii acesteia de corpul lingoului (la nivelul de separaţie maselotă-lingou, aşa cum s-a arătat la lingourile VA). De asemenea, se estimează realizarea unei importante economii de metal prin scăderea şutajului tehnologic de la capul lingoului, în sensul utilizării — după forjare — şi a unei părţi din metalul din maselotă (cînd retasura este foarte plată), sub rezerva analizei segregaţiilor şi porozităţilor din zona respectivă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Efimov, V. A. *Turnarea şi cristalizarea oţelurilor.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1980, p. 82—223, 300—420.

[2] Păsărică, Victoria şi colab. *Cauzele formării defectelor la solidificarea pieselor mari pentru maşiniunelle, turnate în forme închise, depistate cu ajutorul fosforului radioactiv.* În : Metalurgia, R.S.R., vol. 33, 1981, nr. 8, p.

[3] Păsărică, Victoria şi colab. *Forma şi adîncimea frontului de cristalizare în lingoul de oţel retopit electric sub zgură determinate cu ajutorul fosforului radioactiv.* In : Metalurgia, R. S. R., vol. 35, 1983, nr. 7, 308—312.

[4] Kohn, A. *Studiul autoradiografic al solidificării lingourilor de oţel.* În : Rev. Metallurgie, Franţa, 1968, nr. 4, 245—255.

[5] Skrebţov, A. M. *Schema mişcării metalului în miezul lichid al lingoului solidificat din oţel calmat.* În : Iz VUZ. Ciornaia Metallurghiia. U.R.S.S. 1974, nr. 8, p. 35.

[6] Krupmann, L. I. şi colab. *Eficienţa folosirii amestecurilor exoterme pentru încălzirea părţii de la capul lingourilor.* In :Stali, U.R.S.S, 1984, nr. 2, 2,23—24.

[7] Kitaev, E., M. *Eficienţa ecranării părţii de la capul lingoului.* In : Iz. VUZ-Ciornaia Metalurghiia, U.R.S.S, 1990, nr. 5, p. 71—72.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 5, 1990

Perfecţionarea elaborării fontei la combinatul metalurgic Nijnii Taghil, p. 5 — Cercetarea particularităţilor elaborării în furnal a fontelor Martin şi cu vanadiu, p. 7 — Modernizarea furnalelor la uzina metalurgică Raahesk, p. 11 — Afinarea fontei cu vanadiu în convertizor cu utilizarea suflării combinate, p. 14 — Perfecţionarea tehnologiei de dezoxidare a oţelului pentru şine cu aliaje care conţin zirconiu , p. 18 — Elaborarea în convertizor a zgurii cu vanadiu cu compoziţie optimă, p. 22 — Utilizarea deşeurilor la elaborarea oţelului de bandaje pentru roţi, p. 24 — Tratarea cu argon a oţelului în cuptor Martin, p. 26 — Elaborarea oţelului în cuptoare Martin cu utilizarea deşeurilor de zgură rezultate de la producţia de aluminiu secundar, p. 27 — Cercetarea cauzelor „stringerii" canalului de evacuare al oalei de turnare a oţelului pentru şine, p. 29 — Influenţa condiţiilor de cristalizare asupra structurii şi proprietăţilor oţelului de bandaje pentru roţi, p. 31 — Îmbunătăţirea calităţii şi fiabilităţii cărămizilor refractare pentru turnarea în sifon a oţelului, p. 33 — Aspectele tehnologice ale microalierii şi modificării oţelului cu destinaţie de masă, p. 35 — Cinetica defosforării oţelului de calitate, p. 40 — Eficienţa utilizării amestecurilor pe bază de lignină la turnarea continuă a oţelului, p. 41 — Controlul gradului de oxidare a topiturii la elaborarea aliajelor de precizie în cuptoare deschise cu inducţie, p. 42 — Influenţa reacţiilor chimice în zona bifazică a lingoului care se cristalizează asupra vitezei de solidificare a acestuia, p. 44 — Îmbunătăţirea calităţii oţelului cu conţinut ridicat de mangan, p. 46 — Observaţii privind metodele de optimizare a parametrilor electrici ai cuptoarelor de feroaliaje, p. 48 — Asimilarea laminorului de semifabricate şi profiluri mari 700 la Combinatul electrometalurgic Oskolsk, p. 50 — Economia de metal şi mărirea preciziei la laminarea profilelor pe laminorul 650, p. 53 — Analiza statistică a regimului de temperatură al laminării profilelor pe laminoarele de profiluri, p. 55—Asimilarea producţiei de profiluri ale părţii laterale a jgheabului transportorului cu raclete, p. 58 — Perfecţionarea sistemului de reglare automată a planităţii benzilor la laminarea fără sfîrşit, p. 60 — Perfecţionarea tehnologiei de pregătire a suprafeţei benzii pe agregatul de cositorire electrolitică, p. 63 — Influenţa pregătirii cilindrilor la laminoarele de dresare asupra calităţii suprafeţelor benzilor, p. 64 — Linie de frezat cu ace la curăţarea laminatelor rotunde, p. 68 — Intensificarea producţiei de ţevi de precizie cu pereţi foarte subţiri, p. 69 — Elaborarea parametrilor tehnologici la elaborarea electrozilor OZS-4, p. 73 — Încercarea industrială a tehnologiei noi de elaborare a oţelului VSt3sp cu rezistenţă ridicată la frig şi la coroziune, p. 74 — Microneomogenitatea de structură şi de concentraţie a tablelor din oţel slab aliat, p. 78 — Elaborarea tehnologiei de fabricaţie a şinelor de înaltă rezistenţă, p. 82 — Perfecţionarea regimurilor de tratament termic al şinelor, p. 84 — Oţel slab aliat cu niobiu pentru construcţii de vagoane, p. 87 — Încercarea tehnologiei de elaborare a oţelului pentru lonjeroane, p. 89 — Îmbunătăţirea structurii ţevilor trase la cald din oţel 08H18N10T, p. 92 — Defectele oţelurilor rapide, executate din pulbere pulverizată, p. 93 — Subsistem automatizat de analiză pe factori a producţiei de ţevi trase la cald, p. 96 — Utilitatea economică a producţiei de table din oţel durificat, p. 98 — Mărirea durabilităţii rolelor de cuptor cu cilindru de răcit, p. 102 — Formarea de arsuri în procesul de execuţie a roţilor de cale ferată, p. 106 — Sistem de încărcare fără praf a furnalelor, p. 107.

Dr. ing. C. Bratu, dr. ing. Fl. Ştefănescu
şi dr. ing. Teodora Săbău
Institutul Politehnic Bucureşti

REDUCEREA CONSUMULUI DE METAL LA PIESELE TURNATE DIN OŢEL PRIN FOLOSIREA MASELOTELOR EXOTERME CU GRADIENT MARE DE TEMPERATURĂ (*Partea I*)

CZ : 621.747

În scopul reducerii consumului de metal la piesele turnate din oţel şi, deci, a creşterii indicelui de scoatere, în lucrările [1] — [4] se propune un nou procedeu de alimentare a nodurilor termice, folosind maselote cu gradient mare de temperatură. În esenţă, acest procedeu de alimentare constă în faptul că o parte din cavitatea maselotei este umplută cu o încărcătură metalotermică, compusă din : amestec termitic (oxid de fier şi pulbere de aluminiu), feroaliaje şi alte materiale, astfel încît oţelul lichid rezultat să aibă o compoziţie chimică identică cu cea a oţelului turnat. În timpul reacţiei exoterme se formează oţel lichid cu temperatura de peste 2400 K care, amestecîndu-se cu oţelul care intră în maselotă în timpul umplerii formei, îl supraîncălzeşte, mărind astfel capacitatea de alimentare a piesei turnate. Supraîncălzirea ridicată a metalului lichid din maselotă asigură un gradient mare de temperatură, coeficientul de utilizare a metalului creşte, apărînd, deci, posibilităţi de reducere a consumului de metal lichid.

Maselotele metalotermice cu gradient mare de temperatură sînt ştrangulate, ceea ce duce la următoarele avantaje :

— reducerea considerabilă a consumului de oţel lichid pentru maselote şi creşterea indicelui de scoatere pînă la 85 — 90% ;

— reducerea operaţiilor cu volum mare de muncă pentru îndepărtarea maselotelor de pe piesele turnate prin simpla rupere (tăiere) a canalului de legătură, a cărui grosime este relativ mică ;

— îmbunătăţirea calităţii oţelurilor din zona de acţiune a maselotei, ca urmare a reacţiei de dezoxidare cu aluminiu ;

— folosirea arsurii de fier (ţunder), care este un deşeu tehnologic în industria metalurgică.

Forma constructivă a maselotelor cu gradient mare de temperatură depinde de forma şi geometria nodului termic alimentat (fig. 1).

În figura 1,*a* este prezentată o maselotă cu gradient mare de temperatură în care alimentarea nodului termic al piesei se face direct. Maselota constă dintr-o cavitate de formă semisferică *1*, cu volumul de opt — zece ori mai mic decît o maselotă obişnuită, prevăzută la partea superioară cu o cavitate cilindrică în care se găseşte încărcătura metalotermică *2*, care se sprijină pe o placă din oţel *3*, cu grosimea de 0,5 — 2 mm. Partea superioară a maselotei se obturează cu miezul *4*, în care se găseşte un orificiu de ventilare *5*. În timpul procesului de turnare, metalul lichid, după umplerea piesei şi a cavităţii maselotei, reacţionează cu încărcătura metalotermică, rezultînd un oţel lichid cu temperatură ridicată şi zgură care se separă la partea superioară, avînd rolul de material termoizolant.

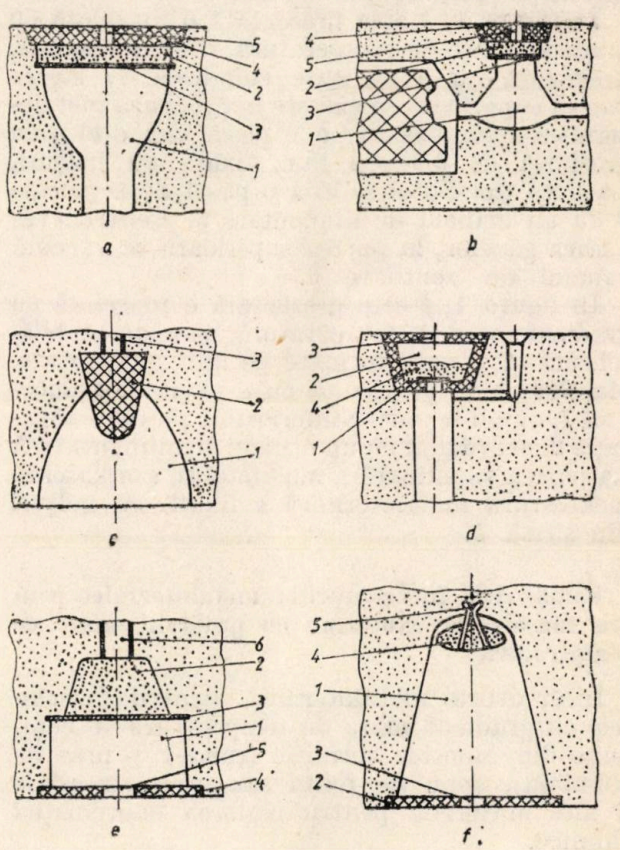


Fig. 1 Tipurile de maselote cu gradient mare de temperatură

În figura 1, *b* este prezentată o maselotă cu gradient mare de temperatură, la care alimentarea nodului termic se face lateral. Maselota este compusă dintr-o cavitate semisferică *1*, iar partea superioară are aceleaşi părţi componente ca în figura 1, *a*.

În figura 1, *c* este prezentată o maselotă cu gradient mare de temperatură folosită pentru piese turnate pe linii mecanizate. Maselota constă dintr-o cavitate închisă *1* şi un miez *2*, care se montează la partea superioară, fiind

realizat din : 70% ţunder, 20% şpan (praf) de aluminiu, 10% nisip cuarţos, 0,2 % grafit, 5% silicat de sodiu, 5% apă. Cantitatea de silicat de sodiu şi apă se adaugă peste 100%. Miezurile se usucă timp de 15 — 30 minute la temperatura de 200°C şi se montează în maselota deschisă înainte de turnarea oţelului. La partea superioară a miezului se realizează canalul de ventilare *3*.

În figura 1, *d* este prezentată o maselotă cu gradient mare de temperatură numită şi maselotă aluminotermică combinată. Oţelul intră în cavitatea formei, topeşte plăcuţa de separaţie *1* şi umple în continuare partea cavităţii maselotei *2*, ridicînd încărcătura aluminotermică *4* în sus, care arde, supraîncălzind oţelul care a umplut cavitatea maselotei. Zgura ajunge la orificiul superior *3* şi în acest moment se întrerupe turnarea.

În figura 1, *e* este prezentată o maselotă cu gradient mare de temperatură, uşor detaşabilă, prevăzută cu o cavitate cilindrică *1*, iar la partea superioară se găseşte încărcătura metalotermică *2* amplasată pe o placă din oţel *3* cu grosimea de 0,5 — 2 mm, fixată cu bolţuri. La baza maselotei se află o placă de separaţie *4* cu un orificiu de alimentare *5*. Pentru evacuarea gazelor, la partea superioară se execută canalul de ventilare *6*.

În figura 1, *f* este prezentată o maselotă cu gradient mare de temperatură, uşor detaşabilă, folosită la piesele formate pe linii mecanizate. Maselota este prevăzută cu o cavitate tronconică *1*, avînd la partea inferioară o placă de separaţie *2*, prevăzută cu un orificiu de alimentare *3*. La partea superioară a maselotei se amplasează încărcătura metalotermică *4* fixată cu bolţuri din sîrmă *5*.

Compoziţia încărcăturilor metalotermice pentru maselotele exoterme cu gradient mare de temperatură

Încărcătura metalotermică pentru maselotele cu gradient mare de temperatură se compune din amestec termitic (ţunder + praf de aluminiu), şpan de fontă sau oţel, feroaliaje şi alte materiale pentru reglarea compoziţiei chimice.

La alcătuirea încărcăturii metalotermice trebuie să se stabilească corelaţia optimă dintre ţunder şi aluminiu în termit şi raportul optim de greutate între termit şi toate adaosurile.

Adaosurile (ferosiliciu, feromangan, spărturi de electrozi) nu numai că micşorează temperatura procesului dar, într-o măsură oarecare, iau parte alături de aluminiu şi în procesul de bază de oxido-reducere.

Rezultate bune au dat următoarele compoziţii :

— 27,5% Al şi 72,5% ţunder (în cazul şpanului de aluminiu fărîmiţat mecanic) ;

— 20,5% Al şi 79,5% ţunder (în cazul aluminiului secundar pulverizat) ;

— 19,5% Al şi 80,5% ţunder (în cazul aluminiului pirotehnic pulverizat).

Compoziţia granulometrică a încărcăturii metalotermice influenţează de asemenea reacţiile termochimice care se desfăşoară, indicîndu-se pentru amestecul termitic 0,1 — 0,63 mm, iar pentru şpan şi feroaliaje maximum 3 mm.

În figura 2 este prezentat gradul de asimilare a elementelor, în funcţie de conţinutul adaosurilor din încărcătura metalotermică.

Rezultă că, o dată cu creşterea cantităţii adaosurilor şi feroaliajelor din încărcătura metalotermică, asimilarea elementelor se reduce, ceea ce se explică prin scăderea temperaturii de ardere a încărcăturii, creşterea viscozităţii zgurii aluminotermice şi reducerea capacităţii de separare a oţelului lichid de zgură.

Temperatura de ardere a încărcăturii metalotermice depinde de puterea calorică a amestecului termitic şi de cantitatea de feroaliaje şi adaosuri introduse.

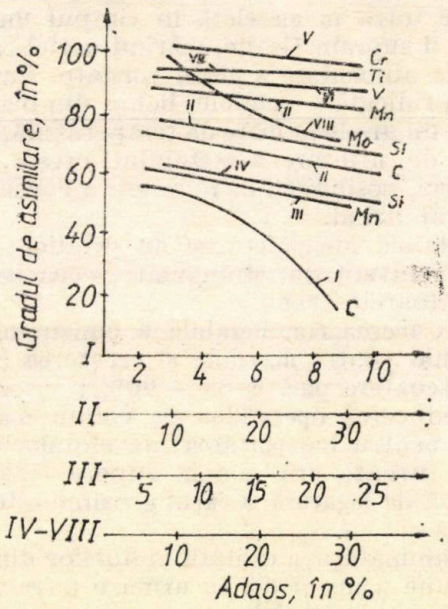


Fig. 2. Gradul de asimilare a elementelor, în funcţie de conţinutul adaosurilor din încărcătura metalotermică : *I* — pulbere de electrozi din grafit ; *II* — şpan din fontă ; *III* — feromangan ; *IV* — ferosiliciu ; *V* — ferocrom ; *VI* — ferovanadiu ; *VII* — ferotitan ; *VIII* — feromolibden

Pentru topirea completă a feroaliajelor în timpul arderii încărcăturii metalotermice şi asimilarea maximă a elementelor de aliere de către oţelul termitic, precum şi pentru o bună separare a metalului lichid de zgură, este necesar ca temperatura de ardere a încărcăturii să nu treacă cu mai mult de 500 K peste temperatura de topire a feroaliajelor şi cu 50 K peste temperatura de topire a zgurii. Întrucît zgura constă în principal din oxid de

aluminiu, care are temperatura de topire 2323 K, temperatura de ardere a încărcăturii trebuie să fie mai mare de 2400 K. Conţinutul maxim calculat de feroaliaje şi adaosuri (cu temperatura de topire mai mică decît 1900 K) în încărcătura metalotermică reprezintă 26%, iar în cazul unei temperaturi mai mari de topire, conţinutul de feroaliaje scade la 20%.

Compoziţia încărcăturilor metalotermice se determină pornind de la compoziţia chimică a oţelului termitic, care se obţine prin arderea amestecului termitic şi în funcţie de gradul de asimilare a elementelor din feroaliaje şi adaosuri în oţelul termitic.

Pe baza datelor referitoare la asimilarea elementelor chimice de către oţelul termitic din diferite adaosuri şi feroaliaje, s-au calculat compoziţiile încărcăturilor metalotermice (tab. 1–4).

În continuare, se prezintă compoziţia unor încărcături metalotermice şi cea a oţelului termitic rezultat:

- **Compoziţia 1**: încărcătura metalotermică: 98,79 – 98,2% amestec termitic, 0,01 – 0,1% pulbere de electrozi, 1,2 – 1,7% Fe Mn 75; oţelul termitic, %: C = 0,21 – 0,35; Si = 0,32 – 0,35; Mn = 1,3 – 1,6; S = 0,01; P = 0,03
- **Compoziţia 2**: încărcătura metalotermică 98,34 – 97,8% amestec termitic; 0,06 – 0,1% pulbere de electrozi; 0,4 – 0,6% Fe Si 75; 1,2 – 1,5 FeMn75; oţelul termitic, %: C = 0,25 – 0,32; Si = 0,62 – 0,8; Mn = 1,12 – 1,38; S = 0,01; P = 0,02
- **Compoziţia 3**: încărcătura metalotermică: 98,7 – 97,8% amestec termitic; 0,1 – 0,2% pulbere de electrozi; 0,6 – 0,9% FeMn 75; 0,6 – 1,1% FeCr; oţelul termitic, %: C = 0,26 – 0,45; Si = 0,32 – 0,33; Mn = 0,45 – 0,85; S = 0,01; P = 0,04; Cr = 0,53 – 1,0
- **Compoziţia 4**: încărcătura metalotermică: 95,49 – 92,2% amestec termitic; 0,01 – 0,4% FeSi 75; 0,3 – 0,6% Fe Mn 75; 3,7 – 6,2% FeCr; 0,4 – 0,6% FeMo; oţelul termitic, %: C = 0,15 – 0,24; Si = 0,37 – 0,68; Mn = 0,4 – 0,59; S = = 0,01; P = 0,02; Cr = 4,0 – 6,0; Mo = = 0,4 – 0,6
- **Compoziţia 5**: încărcătura metalotermică: 95,79 – 92,7% amestec termitic; 0,01 – 0,3% FeSi 75; 0,3 – 0,6% FeMn 75; 3,8 – 6,2% Fe Cr; 0,1 – 0,2% FeTi; oţelul termitic, %: C = 0,17 – 0,24; Si = 0,36 – 0,58; Mn = 0,35 – 0,61; S = = 0,01; P = 0,03; Cr = 4,0 – 6,0; Ti = 0,01 – 0,05
- **Compoziţia 6**: încărcătura metalotermică: 89,3 – 87,3% amestec termitic; 1,9 – 2,4% FeSi 75; 0,2 – 0,6% Fe Mn 75; 8,6 – 9,7 FeCr; oţelul termitic, %: C = = 0,37 – 0,45; Si = 2,12 – 2,64; Mn = 0,35 – 0,7; S = 0,02; P = 0,03; Cr = 8,2 – 9,8
- **Compoziţia 7**: încărcătura metalotermică: 88,5 – 86,2% amestec termitic; 0,2 – 0,6% FeMn 75; 11,3 – 13,2 FeCr; oţelul termitic, %: C = 0,18 – 0,22; Si = 0,5 – 0,6; Mn = 0,35 – 0,55; S = = 0,02; P = 0,02; Cr = 12 – 13

Pregătirea încărcăturii metalotermice constă în amestecarea într-un malaxor a materialelor iniţiale pregătite şi cîntărite. Sectoarele pentru pregătirea încărcăturii metalotermice se amplasează în sectoarele de turnătorie şi includ utilaje pentru pregătirea arsurii de fier, feroaliajelor şi a altor adaosuri, pentru dozarea şi amestecarea componentelor încărcăturii, precum şi pentru formarea bucşelor şi a miezurilor exoterme (fig. 3).

Pulberea de aluminiu trebuie să conţină cel puţin 96% aluminiu activ neoxidat. Ţunderul este un deşeu tehnologic obţinut din secţiile de forjă şi de laminare. În general, compoziţia chimică este următoarea, % de masă: C = = 0,15 – 0,5; Si = 0,10 – 0,35; Mn = 0,10

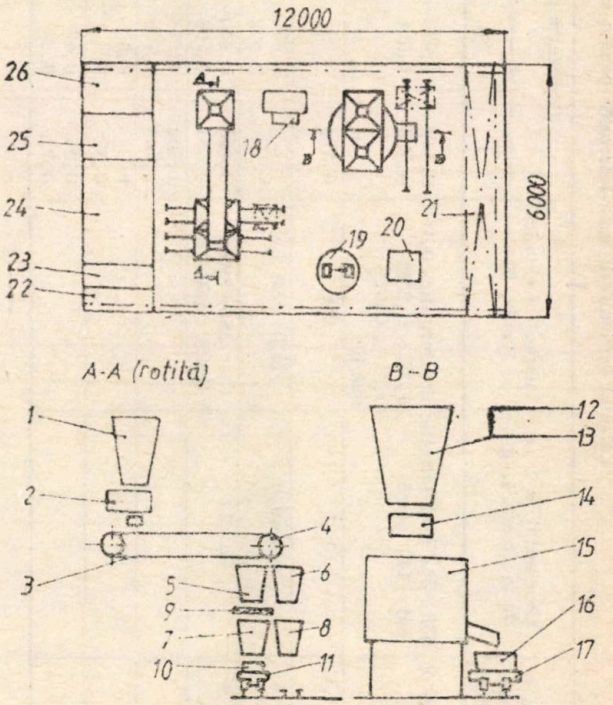


Fig. 3. Sectorul de pregătire a încărcăturilor metalotermice: 1 — buncăr; 2 — concasor; 3 — bandă transportoare; 4 — roată magnetică; 5–8 buncăre pentru ţunder, deşeuri separate magnetic, ţunder cernut şi deşeuri după cernere; 9 — sită vibratoare; 10 — cutie; 11 — cărucior; 12, 13 — buncăre pentru pulberi din arsură de fier şi aluminiu; 14 — dozator cu cîntar; 15 — malaxor; 16 — cutie; 17 — cărucior; 18 — concasor; 19 — malaxor pentru pregătirea amestecurilor exoterme; 20 — maşină pentru executarea miezurilor exoterme prin presare; 21 — pod rulant; 21– 26 — buncăre pentru depozitarea fluorinei, pulberi de electrozi, feroaliaje, pulberi de aluminiu, ţunder

Calculul încărcăturii matalotermice pentru oţeluri slab aliate cu Mn *Tabelul 1*

Componentele încărcăturii	Proporţia în încărcătură, % de masă	Conţinutul la 1 kg de încărcătură, g	Compoziţia chimică medie, %	Cantitatea elementului chimic introdus de 1 kg încărcătură metalotermică, g						Cantitatea totală, g
				C	Si	Mn	P	S	Fe	
Amestecul termitic	98,54—97,9	538—542 oţel termitic 441—443 zgură	oţel termitic: 0,1C; 0,3Si; 0,2Mn; 0,01P; 0,01S; rest Fe	0,542—0,538	1,626—1,614	1,084—1,076	0,054	0,054	538,640—534,664	542,000—638,000
Pulberea pentru electrozi	0,06—0,1	1,0	95C	0,570	—	—	—	—	—	0,570
Ferosiliciu 75	0,4—0,6	4,0—6,0	75Si; rest Fe	—	1,950—2,925	—	—	—	1,000—1,500	2,950—3,425
Feromangan 75	1,0—1,4	10—14	7C; 2Si; 75Mn 0,45P; rest Fe	0,490—0,686	0,140—0,196	4,500—6,300	0,040—0,060	—	1,555 2,177	6,725 9,419
Total				1,602—1,794	3,716—4,735	5,584—6,376	0,094—0,114	0,054	541,195—538,341	552,245—551,414
Compoziţia calculată, %				0,28—0,32	0,6—0,8	1,0—1,2	0,02	0,01	rest	—
Compoziţia necesară, %				0,25—0,32	0,62—0,80	1,12—1,38	0,02	0,01	rest	—

Calculul încărcăturii metalotermice pentru oţeluri aliate cu Cr şi Mo *Tabelul 2*

Componentele încărcăturii	Proporţia în încărcătură, % de masă	Conţinutul la 1 kg de încărcătură, g	Compoziţia chimică medie, %	Cantitatea elementului chimic introdus de 1 kg încărcătură metalotermică, g								Cantitatea totală, g
				C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Fe	
Amestec termitic	95,6—92,3	525—507 oţel termitic 431—416 zgură	oţel termitic: 0,1C; 0,3 Si; 0,2 Mn; 0,01P; 0,01 S; rest Fe	0,525—0,507	1,575—1,521	1,050—1,014	0,052—0,051	0,052—0,051	—	—	522,746 503,856	525,000—507,000
FeSi 75	0,0—0,4	0—4	75 Si; rest Fe	—	0,00—1,950	—	—	—	—	—	0,00—1,000	0,00—2,950
FeMn 75	0,3—0,6	3—6	7C; 2Si: 75 Mn; 0,45P; rest Fe	0,146—0,294	0,045—0,090	1,350—2,700	0,013—0,026	—	—	—	0,467—0,934	2,022—4,044
FeCr	3,7—6,1	37—61	2Si; 0,1C; 65Cr; rest Fe	0,278—0,458	0,416—0,686	—	—	—	23,569—38,857	—	12,117 19,977	36,380—59,978
FeMo	0,4—0,6	4—6	2Si; 55Mo; rest Fe	—	0,060—0,090	—	—	—	—	2,156—3,234	1,720—2,580	3,9338 5,904
Total	—	—	—	0,950—1,269	2,096—4,337	2,400—3,714	0,065—0,077	0,052—0,051	23,569—38,857	2,156—3,234	537,050—528,347	567,38—578,976
Compoziţia calculată, %	—	—	—	0,17—0,22	0,35—0,70	0,40—0,60	0,015	0,01	4,0—6,5	0,40—0,56	rest	—
Compoziţia necesară, %	—	—	—	0,15—0,24	0,37—0,68	0,40—0,50	0,02	0,01	4,05—6,47	0,41—0,63	rest	—

Calculul încărcăturii metalotermice pentru oţeluri slab aliate cu Cr *Tabelul 3*

Componentele încărcăturii	Proporţia în încărcătură, % de masă	Conţinutul la 1 kg de încărcătură, g	Compoziţia chimică medie, %	Cantitatea elementului chimic introdus de 1 kg încărcătură metalotermică., g							Cantitatea totală, g
				C	Si	Mn	P	S	Fe	Cr	
Amestecul termitic	99,1—97,9	545—538 oţel termitic 446—441 zgură	oţel termitic : 0,1C; 0,3Si; 0,2Mn; 0,01P; 0,01S; rest Fe	0,545—0,538	1,635—1,614	1,090 1,076	0,54	0,054	541,622 534,654	—	545,000—538,000
Pulberea pentru electrozi	0,1—0,2	1—2	95 C	0,570—1,140	—	—	—	—	—	—	0,570—1,140
FeMn 75	0,3—0,9	3—9	7C; 2Si; 0,45P; 75Mn; rest Fe	0,147—0,441	0,045—0,155	1,350—4,050	0,013—0,040	—	0,467—1,401	—	2,022—6,067
Ferocrom	0,5—1,0	5—10	8C; 2Si; 65Cr; rest Fe	0,280—0,560	0,075—0,150	—	—	—	1,25—2,50	3,087—6,175	4,692—9,385
Total	—	—	—	1,442—2,679	1,775—1,899	2,440—5,126	0,089—0,094	0,054	543,339—538,565	3,087—6,175	552,284—554,592
Compoziţia calculată, %	—	—	—	0,25—0,45	0,32—0,34	0,40—0,90	0,02	0,01	rest	0,5—1,1	—
Compoziţia necesară, %	—	—	—	0,25—0,45	0,32—0,35	0,45—0,85	0,04	0,01	rest	0,53—1,05	—

Calculul încărcăturii metalotermice pentru oţeluri înalt aliate cu Cr *Tabelul 4*

Componentele încărcăturii	Proporţia în încărcătură, % de masă	Conţinutul la 1 kg de încărcătură, g	Compoziţia chimică medie, %	Cantitatea elementului chimic introdus de 1 kg încărcătură metalotermică, g							Cantitatea totală, g
				C	Si	Mn	P	S	Fe	Cr	
Amestecul termitic	88,5—86,2	484—474 oţel termitic 398—388 zgură	oţel termitic 0,1C; 0,3Si; 0,2Mn; 0,01P; 0,015; rest Fe	0,487—0,474	1,461—1,422	0,974—0,948	0,050	0,050	483,978—471,056	—	487,000—474,000
FeMn 75	0,2—0,6	2—6	7C; 2Si; 75Mn; 0,45P; rest Fe	0,105—0,294	0,030—0,090	0,975—2,700	0,009—0,026	—	0,311—0,934	—	1,430—4,044
Ferocrom	11,3—13,2	113—132	0,25C; 2Si, 65Cr; rest Fe	0,226—0,264	1,808—2,112	—	—	—	37,001—43,230	71,981—84,084	111,016—129,690
Total	—	—	—	0,818—1,032	3,299—3,624	1,949—3,648	0,059 0,076	0,050	521,290—515,202	71,981—84,084	599,446—607,734
Compoziţia calculată, %	—	—	—	0,13—0,18	0,55—0,60	0,30—0,60	0,015	0,010	rest	12,0—14,0	—
Compoziţia necesară, %	—	—	—	0,18—0,22	0,50—0,60	0,35—0,55	0,02	0,02	rest	12,0—14,0	—

— 0,35; S = 0,01 — 0,03; P = 0,01 — 0,03; Fe_2O_3 = 40 — 50; FeO = 50 — 60.

Ţunderul se cerne prin site de 0,63 (conform limitei superioare de mărunţire) şi 0,1 (conform limitei inferioare). Pulberea de ţunder care trece prin sita 0,63 şi rămîne pe sita 0,1 se foloseşte pentru pregătirea încărcăturii metalotermice. Ceea ce rămîne pe sita superioară se mărunţeşte încă o dată, iar fracţia care trece prin sita inferioară rămîne ca deşeu.

Şpanul de oţel şi de fontă se mărunţeşte în bucăţi de cel puţin 3 mm şi se degresează (îndepărtarea uleiului şi a lichidului de răcire). Fiecare proporţie de şpan trebuie să aibă o compoziţie chimică bine determinată. Pulberea de electrozi se obţine prin măcinarea resturilor de electrozi de grafit sau de cărbune şi cernerea prin sita de 0,1.

Feroaliajele se mărunţesc în bucăţi de cel puţin 3 mm şi se calcinează la 800 K timp de o oră, pentru îndepărtarea umidităţii şi impurităţilor.

Din fiecare lot de materiale astfel pregătite pentru încărcătura metalotermică se iau probe pentru analiza chimică şi granulometrică.

BIBLIOGRAFIE

[1] Novohatki, V., A., Jukov, A., A., Makaricev, I. *Maselote exoterme cu gradient mare de temperatură.* Moscova, Maşinostroenie, 1986.

[2] Spravnik, V., I., Karev, G., G., Vigodner, L.F. *Încălzirea exotermă a maselotelor pentru piesele turnate din oţel.* În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 4, 1986, p. 18—20.

[3] Dudarnik, G. T. ş.a. *Folosirea maselotelor cu gradient mare de temperatură la piesele mari turnate din oţel.* In: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 4, 1987, p. 32—33.

[4] Bratu, C, Sofroni, L. Cernat, C. *Posibilităţi de micşorare a consumului de metal din turnătorii prin folosirea procedeului aluminotermic.* Bucureşti, O.I.D — — M.I.C.M., 1987.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 9, 1990

Direcţiile de bază ale realizării utilajelor de epurare a gazelor, p. 3 — **Direcţiile de bază ale lucrărilor pentru protecţia bazinelor de apă,** p. 7 — **Prevenirea depunerilor de săruri în sistemele de alimentare cu apă în circuit închis prin tratarea electrică a apei,** p. 8 — **Metode noi cu reactivi de tratare a apei în sistemele de alimentare cu apă la agregatele metalurgice,** p. 11 — **Experienţa exploatării instalaţiilor de captare a sulfului la fabrica de preparare-aglomerare de la Abagursk,** p. 13 — **Încercări industriale ale sistemului de răcire prin suflare a aglomeratului cu recirculareа căldurii,** p. 14 — **Introducerea încărcării universale fără praf a furnalelor, dotate cu aparate de încărcare de la VNIImetmaş,** p. 17 — **Eliminarea cu azot a fumului (brun-cenuşiu) la scurgerea fontei în oală,** p. 18 — **Construcţii noi de ţevi Venturi pentru convertizoare,** p. 21 — **Epurarea emanaţiilor rezultate de la oţelăriile electrice în filtrele cu saci cu recuperare prin impulsuri,** p. 23 — **Materiale de filtrare pentru instalaţiile de epurare a gazelor,** p. 24 — **Plumb în oţelăriile electrice,** p. 26 — **Localizarea emanaţiilor la tratamentul oţelului rezistent la coroziune în agregatul de afinare cu argon şi oxigen,** p. 27 — **Perfecţionarea sistemelor de alimentare cu apă în circuit închis a liniilor de laminare la cald a tablei,** p. 30 — **Prelucrarea apelor clorhidrice reziduale rezultate de la producţia de laminate,** p. 33 — **Metodă de dializă electrică la epurarea apelor reziduale,** p. 35 — **Asimilarea tehnologiei noi de tratament chimic al ţevilor,** p. 37 — **Extracţia cromului prin schimb de ioni din apele reziduale ale compartimentelor galvanice,** p. 39 — **Perspectivele realizării unor ansambluri energotehnologice pure din punct de vedere ecologic în siderurgie,** p. 42 — **Eficienţa ecologică a utilizării resurselor energetice secundare în siderurgie,** p. 46 — **Aspectele ecologice ale utilizării emulsiilor de apă şi păcură la încălzirea agregatelor termice,** p. 49 — **Inventarierea şi evidenţa fondurilor principale de producţie pentru protecţia atmosferică,** p. 52 — **Utilizarea gazelor de cocserie în furnalele de la Combinatul metalurgic Makeevsk,** p. 53 — **Unele particularităţi ale deplasării încărcăturii în furnal,** p. 59 — **Probleme ale măririi rezistenţei la uzură a utilajului pentru furnale prin încărcarea prin sudură,** p. 61 — **Micşorarea licuaţiei zonale în lingourile din oţel U7 şi 1H18N9T prin tratamentul cu impulsuri electrice la solidificare,** p. 65 — **Îmbunătăţirea calităţii metalului la solidificarea şi încălzirea lingourilor după regimuri raţionale,** p. 67 — **Fabricarea de roţi pentru calea ferată din semifabricate individuale,** p. 70 — **Creşterea scoaterii de metal brun prin forjarea lingourilor cu formă optimizată,** p. 72 — **Micşorarea capetelor de jos tăiate ale lingourilor de tip UN,** p. 74 — **Îmbunătăţirea calităţii lingourilor de 24 t din oţel calmat turnat cu izolarea termică a părţii frontale,** p. 75 — **Micşorarea formării fisurilor la lingourile din oţel pentru ţevi,** p. 76 — **Îmbunătăţirea parametrilor lingoului din oţel rapid,** p. 78 — **Elaborarea unor regimuri raţionale de temperatură-viteză de laminare a tablei subţiri,** p. 79—**Utilizarea metodei de tăiere hidraulică a metalelor,** p. 82 — **Influenţa temperaturii de încălzire înaintea finisării la cald asupra calităţii ţevilor de tubaj,** p. 85 — **Eficienţa protecţiei oţelurilor cu conţinut ridicat de mangan la coroziunea la acizi,** p. 89 — **Micşorarea diferenţei de grosimi a acoperirilor electrozilor,** p. 90 — **Producţia de laminate cu rezistenţă mare,** p. 92 — **Posibilităţi de elaborare a laminatelor prin prelucrări de deformare termice pe laminorul de profile 320/250,** p. 93 — **Influenţa deformaţiei asupra structurii şi proprietăţilor oţelului hipereutectoid,** p. 96 — **Particularităţile proiectării planurilor generale şi de transport ale miniuzinelor metalurgice,** p. 103.

Prof. dr. ing. L. Sofroni şi
ing. A. Crişan
Institutul Politehnic Bucureşti

CERCETĂRI PRIVIND GRANULAREA MAGNEZIULUI

CZ: 669.621:66.099.2

Magneziul este un metal neferos, uşor, cu proprietăţi fizice foarte apropiate de cele ale aluminiului.

De aceea, obţinerea granulelor de magneziu este posibilă, în principiu, prin toate metodele de granulare utilizate în cazul aluminiului.

Dificultatea cea mai mare, care apare la granularea magneziului, o constituie reactivitatea sa pronunţată faţă de mediile de topire şi răcire (în special faţă de O_2). Din acest motiv, trebuie luate măsuri de protecţie, în lipsa lor fiind posibilă apariţia unui strat de oxizi de mare grosime pe granule sau chiar oxidarea totală a aliajului. În acest scop, se pot utiliza amestecuri de săruri (40 — 45%KCl, 25 — 50%NaCl, 3—10%$MgCl_2$, sub 5% $CaCl_2$, sub 8%Fe şi 0,5%MgO), praf de $BaCl_2$ etc. care se adaugă în proporţie de 0,95—1,2% din greutatea metalului lichid supus granulării [1]. De asemenea, se pot utiliza atmosfere controlate cu azot, argon, SO_2 etc.

Lucrarea prezintă rezultatele unor cercetări privind granularea magneziului prin centrifugarea lichidului, efectuate cu ajutorul unei instalaţii de laborator (fig. 1).

Magneziul este topit în creuzetul metalic rotativ 15, realizat din fontă, cu ajutorul cuptorului electric montat fix faţă de creuzet (se rotesc împreună), cu o putere activă de 1700W. După topirea magneziului (25—30 min), moment observat prin geamul securizat *16* al cupolei de protecţie a mediului de topire şi granulare *13*, se pune sub tensiune motorul de curent continuu *7*, care, prin intermediul roţilor de curea *5* şi *8* şi al curelei de transmisie *6*, acţionează axul de rotaţie tubular *4*, montat pe rulmenţi în placa de bază a instalaţiei *2*. De axul tubular *4* este prins rigid ansamblul creuzet metalic — cuptor electric, asigurîndu-se astfel rotirea acestuia. În urma rotirii creuzetului, magneziul metalic topit este proiectat prin orificiile practicate în pereţii laterali ai acestuia în spaţiul de răcire. Pentru menţinerea unor temperaturi coborîte ale mediului de răcire, cupola *13* a fost realizată cu un spaţiu în care circulă apa de răcire.

Prin treptele de tensiune variabile, aplicate la motorul *7* şi prin utilizarea mai multor trepte de transmisie (prin intermediul roţilor de curea *5* şi *8*), este posibilă asigurarea unui număr de şase turaţii de lucru, după cum urmează: $n_1 = 800$ rot/min; $n_2 = 1000$ rot/min; $n_3 = 1250$ rot/min; $n_4 = 2000$ rot/min; $n_5 = 2500$ rot/min; $n_6 = 3125$ rot/min.

Deoarece cupola *13* asigură o închidere etanşă faţă de placa de bază *2*, atmosfera de lucru poate fi controlată. În cadrul experimentărilor s-au utilizat următoarele medii de protecţie: azot, argon, combinaţii de săruri şi SO_2.

Paharul rotitor, împrăştietor, utilizat pe instalaţie, realizat din fontă, are forma prezentată în figura 2. Acesta este prevăzut cu două rînduri de orificii cu secţiunea rotundă.

Granularea magneziului s-a realizat în şarje a cîte 200 g. Utilizînd date din literatura de specialitate [1], aplicate adecvat condiţiilor în care s-au efectuat cercetările experimentale, s-au efectuat unele calcule teoretice privind parametrii procesului de granulare, şi anume: productivitatea instalaţiei, corelaţia dintre turaţii, caracteristicile paharului rotitor-împrăştietor, precum şi forma şi dimensiunile granulelor obţinute etc.

După topirea şi centrifugarea magneziului, granulele obţinute au fost supuse unui studiu granulometric cu ajutorul unui aparat utilizat pentru studii similare, în cazul nisipurilor de turnătorie. În tabelul 1 este prezentată repartiţia pe clase granulometrice a granulelor de magneziu. După cum se observă, nu toată cantitatea de magneziu introdusă în instalaţie s-a granulat. Cauza o constituie, în primul rînd, gabaritul redus al spaţiului de răcire. Din acest motiv s-a calculat, pentru fiecare încercare în parte, un indice de scoatere *Is* reprezentînd procentul de granule obţinute din 200 g metal.

Repartiţia pe clase granulometrice s-a calculat procentual din indicele de scoatere.

Pentru a avea o imagine mai precisă asupra structurii granulometrice, s-au determinat granulaţia medie (M50) şi gradul de uniformitate (GU), după metodologia specifică studiilor materialelor granulare (nisipuri de turnătorie), care sînt redate în tabelul 2.

Repartiţia granulelor pe clase dimensionale depinde de turaţia utilizată, fiind redată în figura 3 pentru rîndul I de orificii şi în figura 4 pentru rîndul II de orificii.

Comparînd cele două figuri, se observă că nu apar diferenţe semnificative între cele două rînduri de orificii.

Corelaţia dintre diametrul granulelor şi turaţie este redată în figura 5.

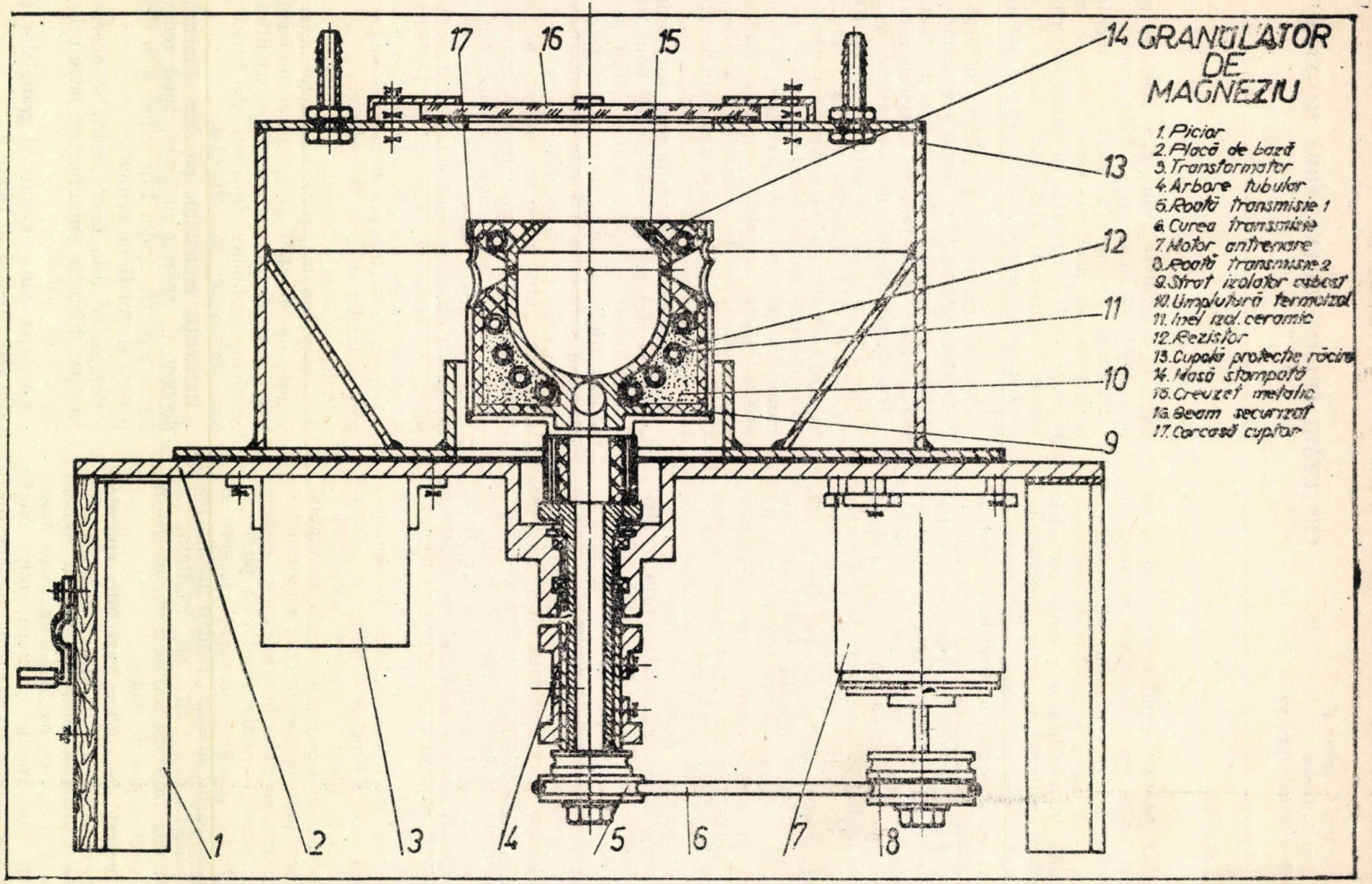


Fig. 1. Instalație de laborator pentru granularea magneziului lichid prin centrifugare

Curba *1* din figura 5 redă variaţia teoretică, iar curbele *2* şi *3* variaţia practică a dimensiunii granulei, în funcţie de turaţie. Curba *2* a fost întocmită cu datele din figurile 3 şi 4, considerîndu-se dimensiunea granulei la o anumită turaţie şi valoare medie a clasei granulometrice care apare în proporţia cea mai ridicată la turaţia respectivă (s-a ţinut seamă de situaţiile în care două clase granulometrice sînt în proporţii apropiate, de exemplu la turaţiile 1250 şi 2500 rot/min). Curba *3* reprezintă variaţia dimensiunii calculate în tabelul 2 (M 50) cu turaţia.

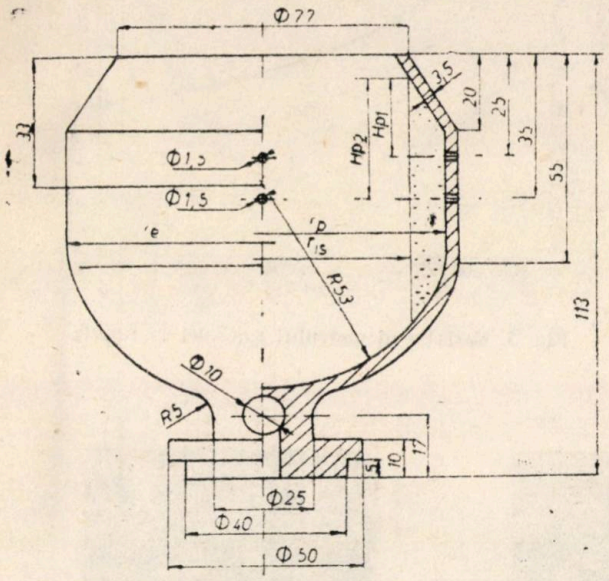


Fig. 2. Pahar rotitor-împrăştietor

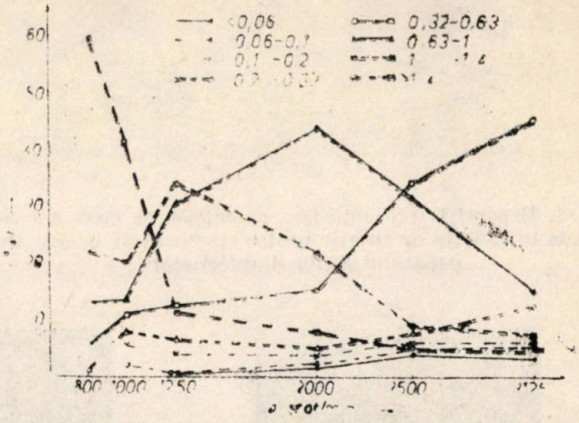


Fig. 3. Repartiţia procentuală a granulelor pe clase dimensionale, în funcţie de turaţie pentru rîndul I de orificii ale paharului rotitor-împrăştietor

Tabelul 1

Repartiţia granulelor de magneziu pe clase granulometrice

Turaţia n_p, rot/min	Rîndul de orificii	Clasa granulometrică, mm														Indicele de scoatere	
		0,06		0,06–0,1		0,1–0,2		0,2–0,32		0,32–0,63		0,63–1		1–1,4		1,4			
		g	%	g	%	g	%	g	%	g	%	g	%	g	%	g	%	g	%
800	I	—	—	—	—	—	—	1	0,7	7	5,3	17	12,8	29	21,8	79	59,4	133	66,5
	II	—	—	—	—	2	1,4	2	1,4	11	7,6	16	11	25	17,2	89	61,4	145	72,5
1000	I	—	—	3	1,9	9	5,7	12	7,5	17	10,7	21	13,2	32	20,1	65	40,9	159	79,5
	II	—	—	2	1,4	8	5,8	9	6,5	14	10,1	17	12,3	29	21,2	59	42,7	138	79,5
1250	I	1	0,6	1	0,6	7	3,9	11	6,2	22	12,4	55	30,8	60	33,7	21	11,8	178	89
	II	1	0,7	3	1,8	5	3,0	8	4,7	21	12,4	52	30,7	60	35,5	19	11,2	169	84,5
2000	I	2	1,4	3	2,0	5	3,3	7	4,6	23	15,1	67	44	39	21,7	12	7,9	152	76
	II	1	0,7	2	1,3	3	1,9	4	2,5	25	15,5	78	48,0	33	23,9	10	6,3	163	81,5
2500	I	5	4,0	6	4,5	7	5,3	9	6,8	45	34,0	42	31,8	11	8,3	7	5,3	132	66
	II	5	3,5	8	5,6	11	7,6	15	10,4	40	28,7	43	29,9	13	9	9	6,3	144	72
3125	I	4	3,5	6	5,3	7	6,2	14	12,5	51	45,2	17	15,0	8	7,0	6	5,3	113	56,5
	II	4	3,3	7	5,6	9	7,3	19	15,3	53	42,7	16	12,9	11	8,9	5	4	124	62

Tabelul 2

Granulaţia medie şi gradul de uniformitate pentru diferite turaţii

Turaţia, rot/min	800		1000		1250		2000		2500		3125	
Rîndul de orificii	I	II	I	II	I	II	I	II	I	II	I	II
(M 50)	1,06	1,08	0,82	0,87	0,58	0,59	0,48	45	0,30	0,29	0,26	0,24
(GU)	77	74	34	40	38	39	0,49	50	43	34	47	49

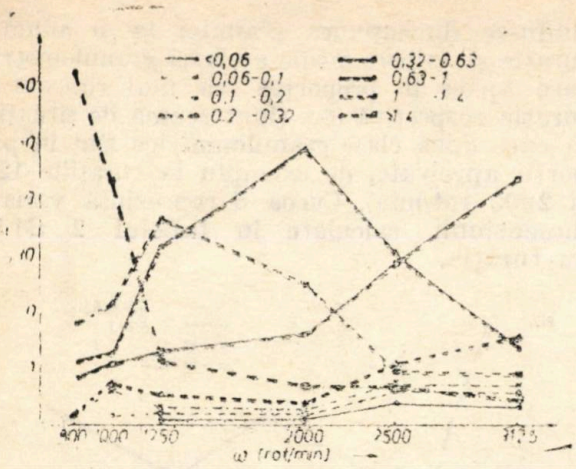


Fig. 4. Repartiția procentuală a granulelor pe clase dimensionale în funcție de turație pentru rîndul II de orificii ale paharului rotitor-împrăștietor

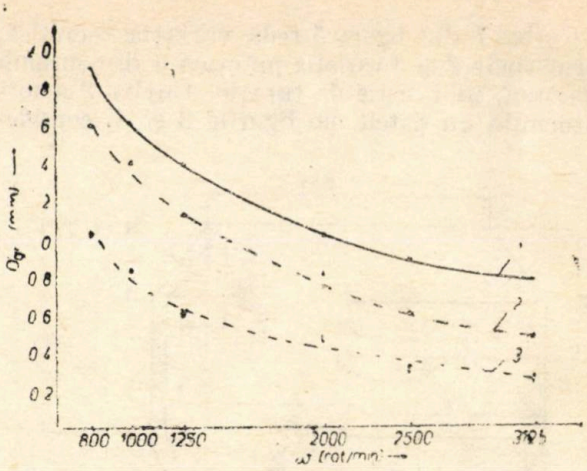


Fig. 5. Variația diametrului granulei cu turația

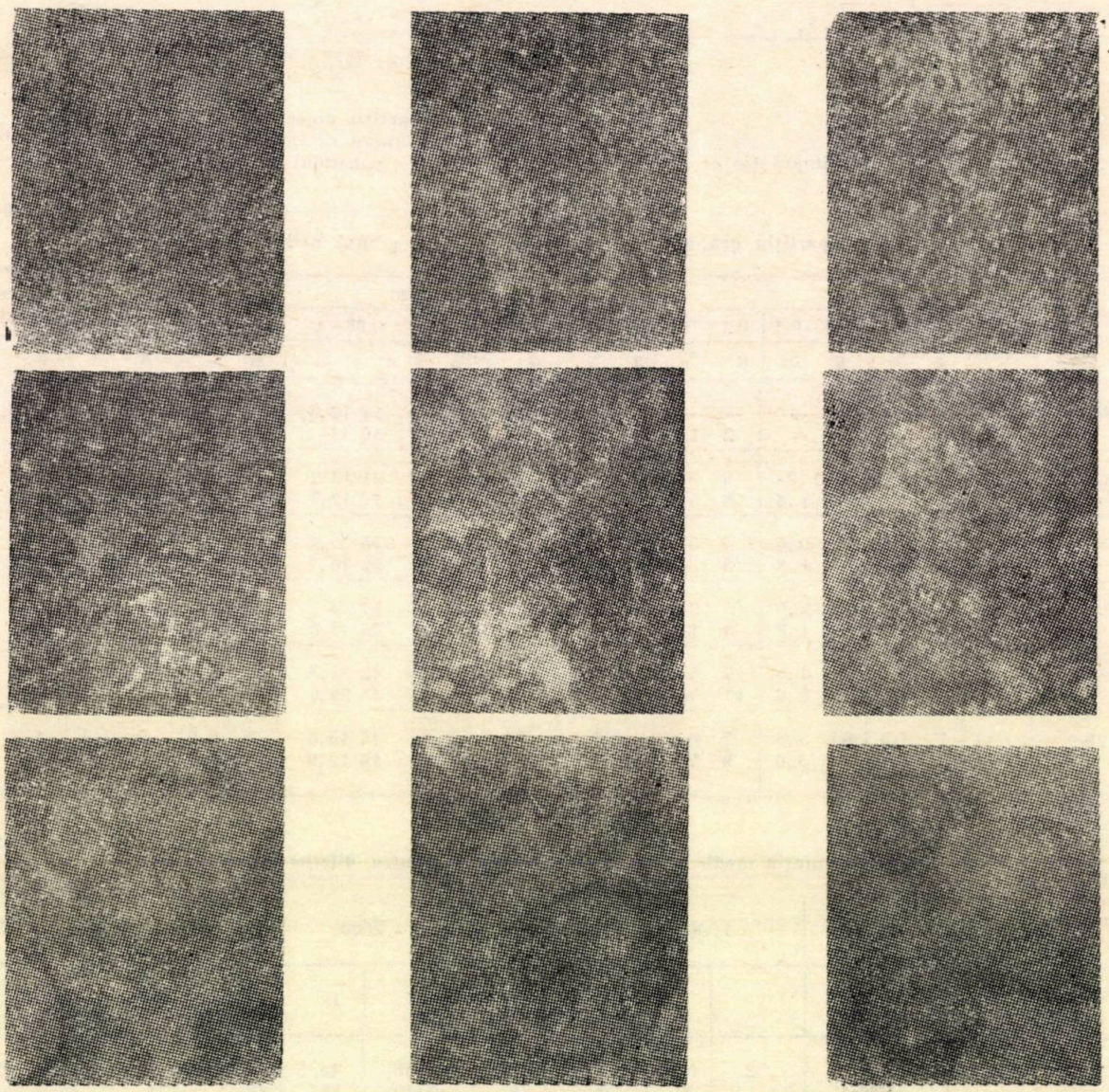
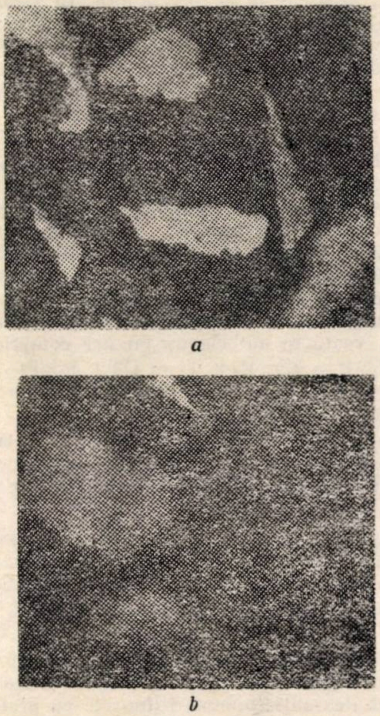


Fig. 6. Aspectul granulelor de magneziu la lupa binoculară; × 15

După cum se observă în figura 5, în condiţii experimentale s-a obţinut o granulaţie inferioară celei calculate teoretic. Principala cauză a acestei situaţii constă în faptul că granularea are loc nu numai datorită centrifugării ci şi impactului cinetic dintre particulele lichide centrifugate şi carcasa exterioară a instalaţiei.

Din acest motiv, s-a realizat un grad de uniformitate redus la toate încercările (tab. 2) şi a fost posibilă apariţia unor componente foarte fine, la anumite turaţii (fig. 3 şi 4). Gradul de uniformitate relativ ridicat pentru turaţia 800 rot/min (tab. 2) este numai aparent,



a

b

Fig. 7. Aspectul granulelor la microscopul metalografic; × 220

datorită faptului că toate granulele cu dimensiuni mai mari de 1,4 mm (au apărut granule cu dimensiuni de pînă la 2—3 mm) au fost considerate de această dimensiune.

Pentru studiul formei şi suprafeţei granulelor obţinute s-a utilizat o lupă binoculară pentru toate dimensiunile şi un microscop metalografic pentru dimensiuni mai mici de 0, 2 mm.

Forma granulelor este redată în figurile 6 şi 7.

Forma alicelor cu dimensiuni sub 0,2 mm se observă mai clar la microscopul metalografic (fig. 7). Deşi, la aceste dimensiuni, energia superficială specifică este mare şi apariţia formei sferice este avantajată, se observă că granulele sînt de fapt mai mult aşchii şi fragmente rezultate din impactul cinetic cu carcasa instalaţiei al unor particule solidificate sau în curs de solidificare. Astfel de fragmente sau granule deformate apar la toate clasele dimensionale, proporţia lor scăzînd o dată cu evoluţia spre clasele dimensionale superioare, deci o dată cu scăderea turaţiei (fig. 6).

O formă aproape perfectă o au granulele solidificate în spaţiul de răcire înainte de impactul cu carcasa exterioară.

Pe unele granule se observă provenienţa lor din jetul întrerupt, care s-a solidificat uneori înainte de rupere sau s-a rupt într-o stare păstoasă, rămînînd granule de formă circulară, curbată etc. (fig. 6, *c—l*).

În condiţiile de răcire asigurate de instalaţie este posibilă ciocnirea dintre particulele solidificate cu particulele în curs de solidificare rezultînd aglomerări ca cea prezentată în figura 6.

Pe baza rezultatelor obţinute, se apreciază faptul că, în condiţiile utilizării unei instalaţii cu dimensiuni care să asigure răcirea granulelor înainte de apariţia impactului cinetic, este posibilă obţinerea unei forme sferice pentru o proporţie ridicată de granule, pe lîngă asigurarea unui grad de uniformitate ridicat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Stepanenho, A V. *Neprerivnoe formovanie mettalliskih poroşkov i granul.* Moscova, Ed. Nauka i teknica. 1980.

[2] Voronova, N., A. *Desulfuraţia ciuguna magniem.* Moscova, Ed. Metallurghiia, 1979.

RECENZII

HUDOKORMOV, D. N. Producerea pieselor turnate din fontă, Proizvodstvo otiivok iz ciuguna Minsk, ed. Vîşeişaia şkola, 1987, 198 p.

Lucrarea efectuează o analiză succintă a stadiului actual al cunoştinţelor privind fabricaţia pieselor turnate din fontă.

Primul capitol al lucrării este destinat analizei structurii şi proprietăţilor fontelor. O atenţie deosebită este acordată structurii fazei lichide, în cazul aliajelor feroase cu conţinut ridicat de carbon, problemă importantă în determinarea proprietăţilor finale ale pieselor turnate. Urmărind procesul de solidificare a fontei, sînt analizate structura şi proprietăţile grafitului şi cementitei, proprietăţile de turnare şi fenomenul segregării.

Referindu-se la fabricaţia pieselor din fontă cenuşie de înaltă calitate, cel de-al doilea capitol debutează cu ilustrarea unor procese care au loc la solidificarea fontei în forma de turnare. Este urmărită, de asemenea, influenţa compoziţiei chimice (Si, Mn, Cr, S, P, O_2, H_2, N_2) asupra formării structurii, tendinţei de albire şi proprietăţilor fontelor. Abordînd modificarea fontei ca pe un procedeu economic de îmbunătăţire a calităţii fontei cenuşii, se remarcă existenţa a două categorii de modificatori grafitizanţi şi stabilizatori de carburi (antigrafitizanţi).

Din prima categorie sînt prezentaţi mai mulţi modificatori : grafit (0,1—0,2% din fonta tratată), aluminiu (0,1—0,2%), FeSi max. 0,3%, FeSiMnBa(60—65% Si, 1,5—3%Ca, 1—1,5% Al, 9—12% Mn, 4—6%Ba), SiCa(0,1—0,3% adaos), FeSiBa (51,7%Si, 10% Ba, 3,17% Ca, 1,33% Al), pămînturi rare. În fiecare caz în parte sînt prezentate eficienţa, condiţiile de utilizare şi unele neajunsuri, toate acestea fiind susţinute cu exemple concrete. Astfel, rezultate notabile sînt înregistrate la utilizarea ceriului, al cărui consum este corelat cu conţinutul de sulf al fontei. În cazul unei fonte cu 2,7—3%C şi piese cu grosimea de 16 mm la 0,03—0,04% S este necesar un adaos de 0,003—0,005% Ce, în timp ce la 0,09—0,11%S se adaugă 0,1—0,2%Ce. În cazul unor fonte pentru automobile, la un carbon echivalent de 4—4,2% şi un conţinut de sulf de 0,08—0,12% S, adaosul de 0,03—0,04% FeCe are un efect grafitizant puternic.

Analiza proprietăţilor fontelor cenuşii în pereţii pieselor turnate ilustrează o serie de corelaţii între marca fontelor, grosimea de perete şi compoziţia chimică (GOST 1412—85). În cazul unor piese cu grosimea de 15 mm, turnate din fonte cenuşii modificate, se utilizează diagrama Ghirsovici-Joffe, care permite stabilirea corelaţiei C—Si, în vederea asigurării obţinerii masei metalice perlitice şi a grafitului lamelor tip A, pentru trei grupe ale conţinutului de crom (sub 0,1% Cr ; 0,3—0,5%Cr ; 0,5—0,7% Cr).

Este remarcat faptul că, la turnarea fontei cu temperatură prea ridicată, se accentuează tendinţa de formare a feritei, a aderenţelor pieselor turnate, precum şi a suflurilor.

În ceea ce priveşte *fonta maleabilă* (cap. 3), sînt analizate procesele de formare şi schimbare a structurii fontei albe, la solidificarea pieselor turnate şi în timpul tratamentului termic de recoacere grafitizantă. Este prezentată influenţa Si, Mn, S, P, Cr, O_2, H, BN_2 asupra calităţii fontelor maleabile. Se subliniază acţiunea nocivă a cromului, care determină mărirea însemnată a duratei tratamentului termic.

În cazul utilizării cubiloului ca agregat de elaborare a fontei, se realizează de regulă conţinuturi mai ridicate de carbon (pînă la 3,3%C), motiv pentru care se aplică recoacerea de grafitizare oxidantă, în acest caz piesele avînd max. 12 mm grosime şi un siliciu de max. 0,7% Si (Fna).

În cazul fontelor maleabile, obţinute prin recoacerea fără oxidare (Fmn şi Fmp), se recomandă C+Si = max.4% la utilizarea cuptoarelor electrice şi max. 3,8% în cazul cubiloului, pentru obţinerea Fa în piesele cu grosimea pînă la 20 mm. În cazul fontelor feritice (Fmn), mărcile Fmn 30—6 şi Fmn 33—8 se pot obţine din fonta de cubilou, în timp ce pentru marca superioară Fmn 35—10 se recomandă varianta de elaborare cubilou-cuptor electric, iar pentru marca Fmn 37—12 numai cuptoare electrice. În cazul Fmp, pentru mărcile Fmp45—7... Fmp60—3 se recomandă sistemul duplex cubilou — cuptor electric, în timp ce mărcile Fmp 65—3.. ...Fmp 80—1,5 se obţin numai din fontele produse în cuptoare electrice.

Sînt analizate diferite variante de modificare a fontelor. Al şi B sînt utilizate pentru accelerarea recoacerii grafitizante, Bi, Sb pentru preîntîmpinarea formării grafitului la solidificare. Rezultate bune au fost obţinute la o combinaţie : 0,02% Al—0,03% B—0,002—0,005% Bi.

Fabricaţia *pieselor din Fgn* constituie tematica capitolului 4. Este prezentat GOST 7293-85, care cuprinde mărcile Fgn 350—22 ... Fgn 100—2 (ultima marcă fiind bainitică). Pentru marca Fgn 350—22, se impune o rezilienţă medie KCV de min. 21 J/cm² la + 70°C şi min. 15 J/cm² la—40°C, la valori minime de 17 J/cm² şi respectiv 11 J/cm². Sînt prezentate şi două mărci de Fgv, respectiv Fgv 350—1 şi Fgv 400—1. Conţinuturile de C şi Si sînt fixate în funcţie de grosimea de perete a pieselor turnate (pînă la 50 mm ; 50—100 mm ; peste 100 mm), Mn este limitat la 0,7% la toate mărcile, în timp ce pentru mărcile Fgn 600—3 Fgn 100—2 se prevede alierea cu 0,3—0,6% Cu şi 0,4—0,8%Ni. Pentru obţinerea Fgn, se recomandă tehnologii constituite din trei faze : a) desulfurare ; b) modificare cu Mg ; c) postmodificare (modificare grafitizantă), insistîndu-se pe obligativitatea realizării tuturor acestor faze. Sînt prezentate mai multe procedee de modificare a fontei, utilizate pe plan mondial. De reţinut este faptul că, în cazul utilizării autoclavei, există o corelaţie între temperatura fontei la modificarea şi presiunea creată în autoclavă, cu aer comprimat : Tf = 1320 ± 20°C, P = 3,5 Pa ; Tf = 1360 ± 20°C, P = 4—4,5 Pa ; Tf = 1400 20°C, P=4—4,5 Pa ; Tf peste 1420°C, P = 5—6 Pa.

În cazul modificării în formă a fontelor, se recomandă tratarea prealabilă a acestora în oală, cu materiale conţinînd pămînturi rare (adaosuri de 0,05—0,3%), fontele avînd temperatura de 1 450 — 1 480°C.

Pentru obţinerea Fgv, se recomandă compoziţii chimice conţinînd 3,15—4%C, 1,7—3% Si, 0,015—0,02%Mg, fontele avînd înainte de modificare 0,04%S. Modificatorii utilizaţi de obicei conţin 4—5% Mg, 8,5—10,5% Ti, 0,25—0,35% Ce, 4—5,5% Ca, 1—1,5%Al, 48—52%Si, Fe.

Cîteva dintre *fontele cu proprietăţi speciale* sînt abordate în capitolul 5. Este vorba, în principal, de fontele aliate cu Al, un interes deosebit cunoscînd fontele cu grafit nodular, la care Si este înlocuit parţial cu Al. Aceste fonte, cu conţinut scăzut de siliciu (0,5—1,5%Si) şi aliate cu 2—2,5% Al au caracteristici ridicate de plasticitate, faţă de Fgn obişnuite, cu 2,2—2,7% Si : A = 28—32% faţă de 20—27,5% ; *Rm* = 459—469 N/mm² faţă de 489—540 N/mm² ; 116—146 *HB* faţă de 145—160 *HB* şi rezilienţa 8,4—12,9 J/cm² faţă de 9,8—12,3 J/cm². Pentru diverse piese din construcţia de tractoare sînt recomandate mai multe tipuri de fonte slab aliate. Pentru segmenţi de piston : a)3,7%C, 2,6% Si, 0,6% Mn, 0,2%Cr, 0,2%Mo, 0,18%Ni, 0,5%P;b) 3,7%C, 2,7%Si, 0,7%Mn, 0,1%Cr, 0,1%V, 0,15%Ti ; c) 3,6%C, 2,6%Si, 0,6%Mn, 0,4%Cr, 0,4%Mo, 0,4%Cu, 0,25%Ni, 0,4%P.

În cazul cămăşilor de cilindri :

a) 3,1%C, 1,65%Si, 0,85%Mn, 0,25%Cr, 0,2%V, 0,55%P, 0,55%Mo;b) 3,35%C, 2,15%Si, 0,65%Mn, 0,3%Cr, 0,55%Mo.

Pentru tamburi de frînă : a) 3,15%C, 1,9%Si, 0,65%Mn, 0,1%V, 1,5%Cu ; b) 3,1%C, 1,6% Si, 0,7%Mn, 0,6%Cr, 2%Ni ; c) 3,5%C, 2,1%Si, 0,9%Mn, 0,2%Cr, 0,5% Cu ; d) 3%C, 1,7%Si, 0,5%Mn, 0,4%Cr, 0,3%Ni, 0,5%P.

O categorie distinctă de fonte tratate la acest capitol o constituie cele albite, respectiv piesele din fontă cu cementită liberă în stratul superficial, ca de exemplu cilindri de laminor. La producerea acestor piese, se recomandă asigurarea dezoxidării fontei şi zgurii.

Ultimul capitol al lucrării (6) este consacrat prezentării unor probleme referitoare la *elaborarea fontelor*, analizîndu-se comparativ cubiloul, cuptoarele cu inducţie de joasă şi medie frecvenţă şi cele cu arc. Este prezentat un model matematic

pentru calculul încărcăturii. Analizînd procesele de bază care au loc în cubilou, sînt prezentate unele particularităţi ale cubilourilor fără cocs şi ale celor cu căptuşeală bazică. Referitor la cuptoarele electrice, sînt comparate între ele cele cu inducţie şi cele cu arc. O atenţie deosebită este acordată instalaţiilor de purificare a gazelor de la cuptoarele de elaborare a fontelor. Referitor la gazele produse de cuptorul cu arc şi cel cu inducţie acestea conţin (în kg/h): oxid de carbon 80 — 100/10 — 17; oxid de azot 0,7 — 1,9/urme; oxid de sulf 0,25 — 0,7/0,03 — 0,08. Praful conţinut de aceste gaze este predominat de foarte mici dimensiuni: 80 — — 82% fracţie 0 — 2μm, 10 — 12% fracţie 2 — 3 μm), conţinînd în medie 30,7% Fe_2O_3, 25,5% FeO, 25,7% O_2, 7,8%CaO, 6,9% MnO, 3,4% MgO.

Lucrarea recenzată are meritul de a aborda unele probleme practice şi actuale ale producerii pieselor turnate din fontă, fiind utilă îndeosebi celor care lucrează în turnătoriile de fontă.

Solidification Processing of Eutectic Alloys
„Solidificarea aliajelor eutectice", editori D. M. Ştefănescu, G. J. Abbaschian şi R. J. Bayuzick, The Metallurgical Society, S.U.A., 1988

Lucrarea cuprinde un număr de 15 articole de specialitate prezentate în cadrul unui simpozion, T.M.S. Fall Meeting, 12—15 octombrie 1988, Cincinnati, Ohio, S.U.A.

În prefaţa lucrării editorii remarcă faptul că transformarea eutectică joacă un rol major în procesul de solidificare a unei mari varietăţi de aliaje, apreciind că circa jumătate din aliajele comerciale, utilizate în prezent, prezintă astfel de transformări. Proprietăţile acestor aliaje depind în mare măsură de proporţia şi morfologia fazelor eutectice care, la rîndul lor, sînt influenţate de o multitudine de factori.

Lucrările prezentate sînt reunite în trei secţiuni, în funcţie de condiţiile de solidificare, şi anume: solidificare direcţională [1—7], solidificare multidirecţională [8] — [10] şi solidificare în condiţii de subrăcire şi răcire rapidă [11] — [15].

Secţiunea de solidificare direcţională debutează cu o lucrare amplă [1], care efectuează o analiză critică a modelelor actuale de creştere eutectică. Se remarcă faptul că, la viteze mici de răcire, valoarea medie a spaţiilor eutectice este invers proporţională cu rădăcina pătrată a vitezei, această relaţie fiind alterată însă la viteze ridicate de creştere. O modelare cu ajutorul calculatorului electronic a procesului de creştere eutectică este efectuată în lucrarea [2], care aplică algoritmul stabilit la studiul stabilităţii morfologice a eutecticelor lamelare subţiri în topiturile de compoziţie eutectică.

O lucrare interesantă [3] tratează problema solidificării eutectice direcţionale în cazul aliajelor cu eutectice MnBi/Bi şi Fe_3 C/Fe. Este remarcat faptul că atît în cazul eutecticului fibros MnBi/Bi, cît şi în cel lamelar Fe_3C/Fe are loc o finisare (micşorare a distanţei interfazice), în cazul solidificării, în condiţiile de gravitaţie scăzută (cu 50% la primul şi cu — 25 la cel de-al doilea). Contrar însă, în cazul sistemului stabil Fe—C (fier-grafit), mărimea celulelor eutectice creşte în zonele cu gravitaţie scăzută. Se ajunge la concluzia că tipul aliajului are o importanţă deosebită, înregistrîndu-se situaţii în care distanţele interfazice în eutectic nu se schimbă (Al_2Cu/Al), scad (Fe_3C/Fe, Mn/Bi,InSb/NiSb) sau cresc (Al_3Ni/Al) atunci cînd solidificarea are loc în condiţii de gravitaţie scăzută.

În vederea studierii procesului de creştere a eutecticelor lamelare în timpul solidificării direcţionale, lucrarea [4] propune un model transparent, la care se utilizează tetrabromidă de carbon (CBr_4) şi hexacloretan (C_2Cl_6). Aliajul realizat corespunde unei compoziţii eutectice cu 8,4% C_2Cl_6.

În cazul unui aliaj eutectic Cu—8,4% Al, au fost analizate structura şi proprietăţile mecanice în mai multe stări: turnată, solidificată direcţional (prin retopire după turnare) şi după aplicarea unei deformări la rece la ambele stări precedente [5]. Microstructura în stare turnată a fost dendritic/celulară, cu spaţii interfazice de ordinul a 23 μm. După retopirea şi solidificarea direcţională cu viteza de 3 şi 6 cm/h, aceste spaţii au atins 185 şi respectiv 136 μm. Aplicarea unei deformări la rece a dus la reducerea acestor spaţii la nivelul 1—2 μm şi la creşteri însemnate ale rezistenţei mecanice (de la 500 la 900—1000 MPa), în condiţiile unei durităţi de ordinul 295 VHN. Se consideră că pe această cale se pot obţine aliaje cu performanţe ridicate în exploatare.

Utilizînd aliajul de aluminiu de turnătorie A 356 (Al — 6,5% Si — 0,45% Mg), în condiţii normale, modificat cu 0,03% Sr sau rafinat cu 0,06% Sb, lucrarea [6] evidenţiază o serie de schimbări structurale care apar după retopirea şi solidificarea direcţională a acestuia. Se remarcă faptul că diametrul celular eutectic (d, μm) scade o dată cu mărirea vitezei de solidificare (V, °C/s), după relaţia $d = 35\ V^{-0,33}$. Atît Sr cît şi Sb au rămas în aliaje, după retopire şi resolidificare direcţională. Distanţa interparticule scade sub acţiunea Sr şi Sb, primul element avînd însă o acţiune mai puternică. De exemplu, la o viteză de răcire de 0,08 °C/s, aliajul retratat are o distanţă interparticule de 12μm, aceasta scăzînd însă la 11 μm sub acţiunea Sb şi la 4 μm sub cea a Sr. Creşterea vitezei de răcire a redus distanţa interparticule în mai mare măsură la aliajul modificat decît la cel nemodificat.

În cadrul celei de a doua secţiuni a cărţii, *Solidificarea multidirecţională*, lucrarea [8] propune o serie de modele pentru calculul fracţiei de solid produs în timpul solidificării echiaxiale primare şi eutectice. Subrutinele realizate au fost încorporate într-un program FDM existent, cuplîndu-se macromodelarea transferului termic cu micromodelarea nucleierii echiaxiale şi a creşterii cristalelor. În acest mod, este posibil să se calculeze nu numai curbele de solidificare, dar se pot obţine o serie de alte date: numărul de grăunţi, distanţele interfazice, fracţia de eutectic, formarea suflurilor. Sînt prezentate exemplificări în sistemele Al—Si şi Fe—C (fontă).

Tot în domeniul fontelor, lucrarea [9] efectuează o analiză teoretică a diferitelor tipuri de reacţii eutectice, care au loc la solidificare, reacţii care determină direct structura fontelor. Este evidenţiat faptul că aspectul curbelor de răcire variază cu tipul de structură formată, respectiv cu cinetica reacţiilor eutectice. Sînt prezentate date privind fontele cu grafit lamelar, grafit de subrăcire, vermicular, nodular, precum şi în domeniul fontelor albe, cu luarea în considerare a numărului de separări de grafit sau cementită, care determină gradul de subrăcire al fontei. Lucrarea oferă modele pentru calculul precipitării austenitei, creşterii eutectice, solidificării Fgn, Fgv, Fa.

O metodă pentru stabilirea nivelului tensiunilor reziduale în piesele turnate din fontă prezintă lucrarea [10]. Lucrarea este interesantă prin faptul că pune la dispoziţie o metodologie rapidă de stabilire cu ajutorul calculatorului a geometriei optime a piesei turnate, astfel încît aceasta să fie produsă cu un nivel minim de tensiuni.

Ultima secţiune a cărţii reuneşte mai multe lucrări ce tratează diferite aspecte ale *solidificării rapide* a aliajelor.

Astfel, lucrarea [11] urmăreşte influenţa răcirii rapide asupra structurii aliajului eutectic Nb — 58%Si, răcit într-o instalaţie electromagnetică. Este remarcat faptul că germinarea şi creşterea fazelor primare joacă un rol determinant în morfologia structurală, germinarea acestora avînd loc la o suprarăcire de 60 K. Aceste faze primare determină apoi apariţia fazei $\gamma(Nb_5Si_3)$ şi apoi a celei $\delta(NbSi_2)$. În lipsa fazelor primare, rezultă o structură eutectică celulară fină cu o morfologie cvasiregulată.

Solidificarea rapidă a materialelor ceramice $Al_2O_3—ZrO_2$ eutectice (42,5% ZrO_2) şi hipoeutectice (17% ZrO_2) analizează lucrarea [12], aceste aliaje fiind produse printr-o tehnică specială, prin aplicarea chimiei coloidale şi atomizării.

Eutecticul în acest sistem are temperatura de topire de circa 1900°C, în timp ce aliajul hipoeutectic studiat, de circa 2000°C. Este subliniat faptul că materialele ceramice din siste-

mul $Al_2O_3 - ZrO_2$ sînt de mare perspectivă, iar obținerea lor prin solidificarea rapidă a topiturii asigură proprietăți deosebite.

În cazul unor oțeluri inoxidabile înalt aliate Cr—Ni și Cr—Ni—Zr, viteza de răcire influențează în mare măsură structura [13]. Oțelul Cr—Ni(304) conține 17,3% Cr, 8,8% Ni, 1,4% Mn, 0,51% Si, 0,26% Mo, 0,13% Cu, 0,042% C, 0,044% N, 0,015% O_2, în timp ce oțelul Cr—Ni—Zr (304—Zr) conține 14,5% Cr, 7,7% Ni, 1,1% Mn, 0,36% Si, 0,20% Mo, 0,04% Cu, 14,2% Zr, 0,044% C, 0,008% N, 0,0003% O_2. Zirconiul stabilizează ferita în aliajele Fe—Cr—Ni, oțelurile cu zirconiu prezentînd un pseudoeutectic cuprinzînd ferită și faze intermetalice, aceste faze fiind apropiate de Fe_3Zr, cu conținut ridicat de Cr, Ni, Mn.

Procesul de formare a macrosegregațiilor în aliajele eutectice subrăcite Pb—Sn este analizat de către lucrarea [14], în condițiile în care subrăcirea a variat în limitele 4...20 K iar viteza de răcire între 0,04 și 4 K/s. Segregația gravitațională se accentuează o dată cu creșterea subrăcirii. Astfel, dacă la o subrăcire de 4 K macrosegregația este neglijabilă, de la subrăciri de 8 K în sus, cantități însemnate de Pb îmbogățesc dendritele în curs de formare. La o subrăcire de 20 K și o viteză de răcire de 4 K/s, lingoul Pb—Sn turnat are o compoziție de tipul Pb — 72% Sn, în condițiile în care la bază conține 55% Sn.

Retopirea superficială în flux de electroni a aliajului $Cr_{22}Ta_1$ și apoi resolidificarea rapidă determină schimbări structurale importante [15]. A fost utilizată o instalație cu puterea de 2500 W și viteza de 0,13 ·... 2,0 m/s. La o viteză scăzută de solidificare au fost observate zone interdendritice caracterizate prin prezența eutecticului Cr/Cr_2Ta, în timp ce la viteze mari de solidificare aceste zone cuprind faza $Cr_{90}Ta_{10}$, în ultimul caz distribuția Ta în interiorul celulelor fiind uniformă.

Apreciem că problematica lucrărilor reunite în această carte este de o mare actualitate, reușind să confere o imagine sugestivă asupra stadiului actual al cercetărilor în domeniul proceselor de solidificare a eutecticelor în aliajele metalice sau nemetalice.

Primită prin bunăvoința editorilor (prof. dr. ing. Ștefănescu, Universitatea din Alabama, S.U.A.), această carte este utilă celor ce studiază procesele de solidificare și urmăresc obținerea unor materiale de înaltă performanțe.

Lucrările cuprinse în carte sînt:

1. Trivedi, W. Kurz — Microstructuri în sisteme de aliaje eutectice, p. 35.
2. A. Karma — Modelarea pe calculator a creșterii eutectice, p. 35.
3. P. A. Curreri, D. J. Larson, D.M. Ștefănescu — Influența convecției asupra morfologiei eutectice p. 47.
4. V. Seetharaman, R. Trivedi — Studii dinamice asupra creșterii eutecticului lamelar, p. 65.
5. M. L. Borg, J. I. Valencia, C. G. Levi — Microstructura și proprietățile mecanice ale materialelor compozite in situ Cu—Al, p. 87.
6. D. A. Granger, E. Ting — Structura aliajului de aluminiu de turnătorie A 360 solidificat direcțional, p. 105.
7. B. M. Ditchek, T. R. Middleton, K. M. Beatly, J. A. Kafalas — Solidificarea direcțională a eutecticelor pe bază de Si și GaAs pentru electronică, p. 121.
8. M. Rappaz, D. M. Ștefănescu — Modelarea solidificării echiaxiale primare și a celei eutectică, p. 135.
9. R. Fredriksson, I. L. Svensson — Comparație între procesele de creștere în fonte prin analiză termică, p. 153.
10. J. W. Wiese, J. A. Dantzig — Prevederea tensiunilor reziduale în piesele din fontă, p. 163.
11. A. B. Gokhale ș.a. — Efecte de suprarăcire în aliajele eutectice Nb—Si, p. 177.
12. T. Whitney ș.a. Solidificarea rapidă a aliajelor eutectice și hipoeutectice din sistemul $Al_2O_3 - ZrO_2$, p. 199
13. Z. S. Wronski, J. D. Boyd — Influența vitezei de răcire asupra microstructurii oțelului pseudoeutectic 304 SS—Zr, p. 217.
14. H. C. de Groh, V. Laxmanan — Macrosegregații în aliajele eutectice subrăcite Pb—Sn, p. 229.
15. J. S. Huang, E. F. N. Kaufmann — Retopirea superficială în flux de electroni a aliajului hipoeutectic $Cr_{90}Ta_{10}$, p. 245.

Conf. dr. ing. I. Riposan

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 12, 1990

Stabilirea stratului polidispersat de mediu pulverulent, p. 6 — Alegerea regimurilor de tratament termic al peletelor din titanomagnetit de Kacikanarsk, p. 10 — Eficiența utilizării deșeurilor de metal aliate la elaborarea oțelurilor slab aliate, p. 13 — Dezoxidarea și microalierea oțelului 08 InT cu adaosuri complexe din deșeuri de titan, p. 14 — Regim optim de formare a zgurii la elaborarea oțelurilor cu conținut mare de carbon în convertizoare de 160 și 300 t, p. 15 — Turnarea electrică sub zgură a lingourilor din încărcătura fragmentată, p. 22 — Elaborarea oțelurilor aliate prin metoda topirii electrice continue sub zgură a peletelor metalizate, p. 25 — Influența proprietăților zgurii asupra calității stratului suprapus din oțel rezistent la coroziune, p. 28 — Producția de lingouri obținute prin retopirea electrică sub zgură cu masa de 9—12 t din aliaje înalt aliate, p. 31 — Analiza surselor de poluare a oțelului 90G29 In9VMB-S cu impurități de metale neferoase, p. 32 — Retopirea cu doi electrozi sub vid a aliajelor înalt aliate cu compoziție de pulberi, p. 33 — Elaborarea oțelului 08H21G11ANG cu conținut ridicat de azot, p. 35 — Elaborarea oțelului termorezistent 5H20N4AG9 în cuptoare cu plasmă, p. 36 — Asimilarea tehnologiei de fabricație a aglomeratului din minereu de mangan cu recoacerea de recristalizare a aglomeratului, p. 38 — Afinarea electrică sub zgură a manganului, p. 41 — Asimilarea producției de modificatori la uzina de feroaliaje Aktinbisk, p. 44 — Utilizarea deșeurilor de la feroaliaje pentru protecția la oxidare a electrozilor grafitați, p. 46 — Calibrarea profilelor asimetrice pentru șine, p. 47 — Sectorul de tăiere cu oxigen a laminatului insuficient laminat la linia de laminare la cald a tablei, p. 51 — Perfecționarea tehnologiei de laminare a tablei subțiri din oțel 08ps pentru vase emailate, p. 53 — Determinarea cu raze X a masei de acoperire a a cositorului pe tabla cositorită, p. 56 — Calculul interacțiunii elastice a cilindrilor de lucru și de sprijin cu unghiuri mici de înclinare a acestora, p. 58 — Proiectarea automatizată a cilindrilor de la laminorul de îndoit profiluri cu utilizarea computerului personal, p. 61 — Studierea calității și analiza rezistenței la exploatare a cilindrilor canelați de la laminorul 1700, p. 64 — Fabricarea țevilor deformate la rece sudate electric din tagle nesupuse tratamentului termic, p. 68 — Scule răcite cu apă, rezistente la uzură, pentru trefilarea sîrmei, p. 70 — Metodă de prelucrare statistică la controlul nedistructiv al șaibelor elastice, p. 72 — Mărirea rezistenței tablei groase din oțeluri slab aliate, p. 74 — Tenacitatea oțelului durificat termomecanic prin metoda călirii întrerupte, p. 77 — Asimilarea utilajului pentru tratamentul termic al semifabricatelor cu mufe, p. 80 — Perfecționarea tehnologiei de pregătire a suprafeței oțelului calibrat pentru rulmenți, p. 82 — Influența condițiilor tehnologice de sinterizare asupra descompunerii izotermice a austenitei din oțelurile pulberi, p. 84 — Îmbunătățirea calității produselor și creșterea beneficiului în întreprinderile metalurgice din R.S.S. Ucraina, p. 87 — Utilizarea calculatoarelor personale la formarea prețurilor produselor metalurgice, p. 91 — Problemele perfecționării dispozitivelor de ardere, p. 93 — Stabilizarea apei de răcire agresive în mediu corosiv, în circuitele de recirculare din secțiile de laminare, p. 95.

ABROM S.A.
ABRASIVES
BIRLAD ROMANIA

Street Gindirii nr.3 Telefon 984/16040
Telex 021735

ABROM S.A. produce grinding wheels with vitrified bond. Modern tehnology of production, the most modern production and qualified staf, guarantee that the quality of grinding wheels manufactured by ABROM, corresponds to the most famous companies in the world

In ABROM are being produced wheels in wide assortment of dimensions using 11 types of abrasives, 17 different variations of vitrified bond.

ABROM S.A. BÎRLAD – manufacture grinding wheels in all desired shapes. The most commenly used shapes are numbered conform to the ISO standards.

Should you need a special wheel shape, please join a sketch.

The ABROM grinding wheels are used for the following grindings :

– surface grinding; external grinding; internal grinding;
– tool grinding; thread grinding; gear grinding; glass grinding; honing .

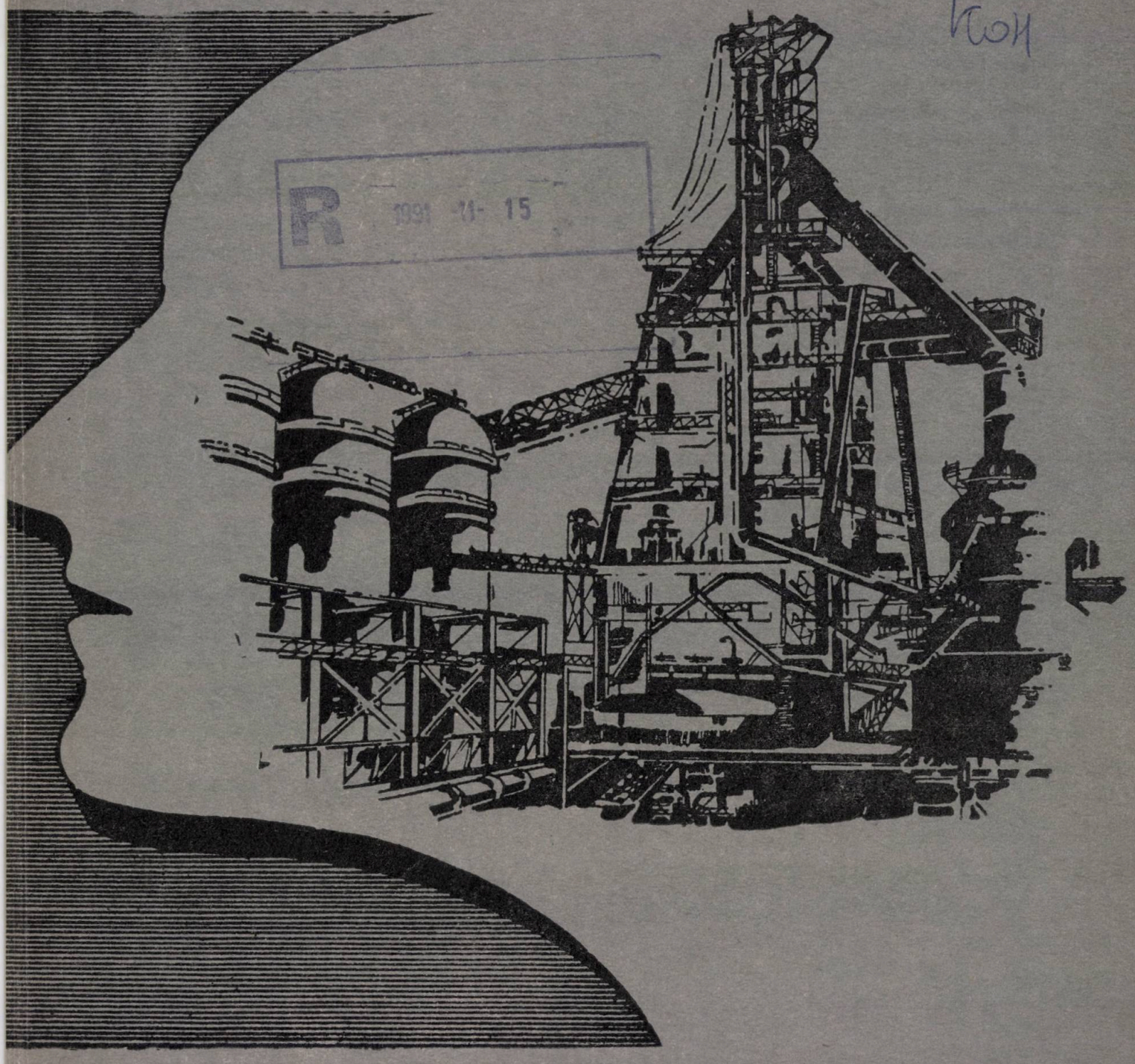
E 3280

METALURGIA

Nr. 6

METALURGIA • BUCUREŞTI
ANUL XLIII • IUNIE 1991

R 1991 11- 15



INDUSTRIA SIRMEI S. A.
CÎMPIA TURZII

offers: *offers:* *offers:*

145, LAMINORIŞTILOR street
code 3351 Cluj-Napoca
Phone: 953/68 15 0; 68 08 3
Telex: 31 282

Alloyed and unalloyed ingot steel, polyhedral alloyed and unalloyed ingot steel

Alloyed and unalloyed steel blooms and rerolling billets

Long sections from : rimmed steel, killed steel and high quality carbon steel, carbon tool steel, alloy steel, spring steel, ball bearing steel

Wire rod from : rimmed steel, rimmed steel for welding, plain carbon steel for pre-stressed concrete, spring plain carbon low-alloy steel, alloy steel, alloyed welding steel and CO_2 under welding high-alloy steel, stainless steel, resistive steel monel, monel steel concrete iron

Hard drawn wire with resistance under 50 kgf/mm²

— black soft wire, wire for bundling, bright hard wire, dull hard wire, bright soft coppered wire, bright hard coppered wire, pin wire, reed wire, flat wire for polygraphy, semi-round wire for locking pin, wire for champhagne brooch, flat wire, square wire and welding wire

Hard drawn wire with resistance over 50 kgf/mm²

— pre-stressed concrete steel wire and strand
— dull and galvanized cable wire
— dull and galvanized aluminium cable wire
— unalloyed steel spring wire, alloyed steel spring wire and upholstery spring wire
— galvanized wire for conveyer belts
— wire for auto and velo beads
— brassed wire for houses reinforcement
— alloyed steel wire for welding, including CO_2 welding
— spring wire, stainless steel wire
— OTEVA steel wire
— wire for thermocouples and for heating elements

Galvanized and tinned wire
Black and tinned barbed wre
Cable wire
Welding electrodes
Nails and pins
Dies, sintered parts and iron powder
Industrial oxygen and nitrogen

for you!

Drawn bars peeled and polished bars
Welding flux
„Wire industry" S.A. manufactures :
— **spare parts**
— **metallic constructions**
— **steel rolls**
— **steel and non-ferrous metal castings**

INDUSTRIA SÎRMEI S. A. Cîmpia Turzii *the best partner for you to obtain a good product at a good price.*

PROMPT DELIVERY, AT REQUEST!

Societatea Comercială

"INDUSTRIA SÎRMEI" S.A. CÎMPIA TURZII

Se prezintă:

Societatea Comercială „Industria Sîrmei" S. A. a fost organizată, conform noii legislații românești, în luna martie 1991 și reprezintă tradiția națională a României în producția de sîrmă și cuie.

Firma originară a actualei societății a fost Uzina „Industria Sîrmei", înființată în anul 1920, care a reprezentat prima fabrică de sîrmă și cuie pe teritoriul Transilvaniei. Uzina „Industria Sîrmei" a produs sîrme și produse din sîrmă situate la nivelul cel mai înalt al tehnicii mondiale din acea vreme.

De-a lungul anilor, uzina s-a dezvoltat puternic, devenind o mare întreprindere a metalurgiei românești producătoare de oțeluri, sîrmă, și produse din sîrmă.

Începînd cu anul 1980 autoritățile au numit-o Combinatul Metalurgic, care a reușit și în continuare să păstreze tradițiile metalurgiei românești în producția de oțeluri, sîrme și produse din sîrmă.

Capitalul social al actualei firme „Industria Sîrmei" S. A. este de 5,3 miliarde lei format din acțiuni nominative în valoare nominală de 5000 lei/bucată.

Industria Sîrmei S.A. produce și comercializează :

Oțel lingou, aliat, nealiat, poligonal aliat și poligonal nealiat

Blumuri și țagle de relaminare din oțel aliat și nealiat

Profiluri laminate din : oțel necalmat, oțel calmat și carbon de calitate, oțel carbon de scule, oțel aliat, oțel aliat pentru arcuri, aliat pentru rulmenți

Sîrmă laminată din : oțel necalmat, oțel necalmat de sudură, oțel carbon pentru beton precomprimat, oțel carbon de arc, oțel slab aliat, oțel aliat, oțel aliat de sudură și sudură în CO, oțel înalt aliat inoxidabil, oțel rezistiv, monel, oțel beton și oțel beton PC ampretat.

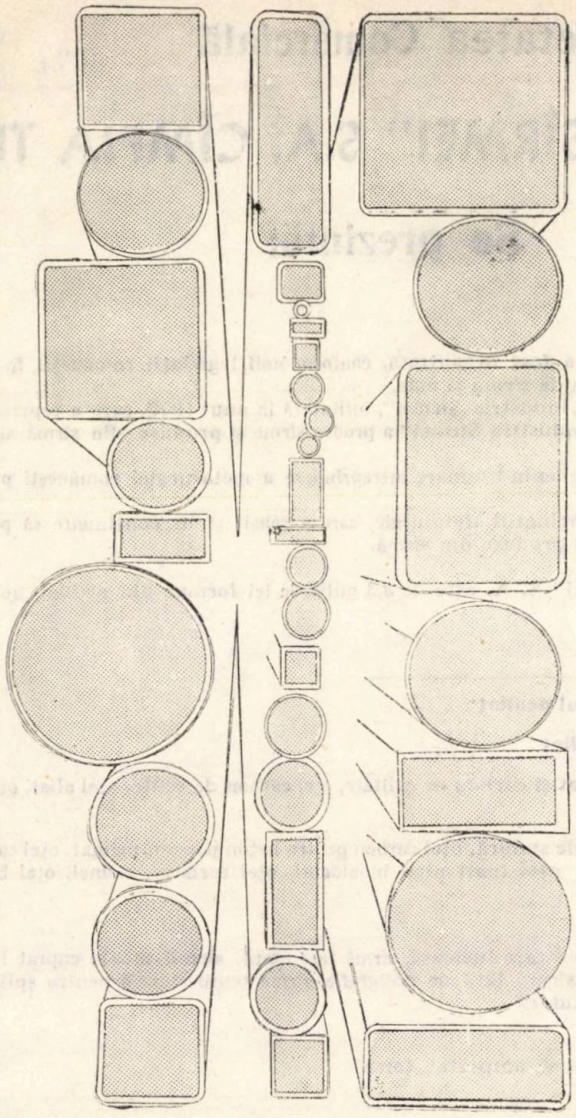
Sîrmă trefilată cu rezistența sub 50 kgf/mm² :
— sîrmă moale neagră, sîrmă de balotat paie, sîrmă tare lucioasă, sîrmă tare mată, sîrmă moale cuprat lucios, sîrmă tare cuprat lucios, sîrmă pentru nituri, sîrmă pentru spete, sîrmă lată de poligrafie, sîrmă semirotundă pentru șplinturi, sîrmă pentru agrafe de șampanie, sîrmă lată, pătrată și sîrmă de sudură

Sîrmă trefilată cu rezistența peste 50 kgf/mm² :
— sîrmă și toron din oțel beton precomprimat (neted, ampretat, toron)
— sîrmă pentru cablu de tracțiune mat și zincat
— sîrmă pentru cablu de aluminiu mat și zincat
— sîrmă pentru arc nealiat, arc aliat, arc de tapițerie
— sîrmă zincată pentru benzi transportoare
— sîrmă pentru taloane auto și velo
— sîrmă alămită pentru armarea furtunurilor
— sîrmă de sudură aliată și sudură în CO
— sîrmă pentru arc, sîrmă din oțel inoxidabil
— sîrmă din oțel OTEVA
— sîrmă din aliaj FeNi, CuNi

Sîrmă zincată și cositorită
Sîrmă ghimpată neagră și zincată
Cabluri de tracțiune
Electrozi de sudură, bazici, titanici, celulozici, inoxidabili termorezistenți și din fontă
Cuie pentru construcții speciale și ținte
Filiere, piese sinterizate și pulberi din fier
Oxigen tehnic și azot
Bare trase, cojite, șlefuite și oțel calibrat
Flux de sudură
Societatea Comercială „Industria Sîrmei" S. A. execută și prelucrează :
— **piese de schimb**
— **construcții metalice**
— **cilindri din oțel**
— piese turnate din oțel și din metale neferoase

SOCIETATEA COMERCIALĂ „INDUSTRIA SÎRMEI" S. A. își așteaptă parteneri comerciali și de afaceri, fiind deschisă adaptării la cerințele partenerilor externi și interni, oricărei activități directe și conexe obiectului său de activitate.

SOCIETATEA COMERCIALĂ
„INDUSTRIA SÎRMEI" S. A.
CÎMPIA TURZII
Str. Laminoriștilor nr. 145, Jud. Cluj



SOCIETATEA COMERCIALA „TEPRO"-S.A.

PRODUCE și LIVREAZA:

• Țevi din oțel sudate longitudinal pentru instalații de apă, gaz, abur de la 3/8"-4" STAS 7656-90

• Țevi din oțel sudate longitudinal pentru construcții metalice, aparate, utilaje și conducte de la 17,2 la 219,1 mm conform STAS 7657-90

• Țevi de precizie din oțel sudate longitudinal, trase sau laminate, la rece pentru construcții metalice sau construcții de mașini, conform STAS 8726-90

• Țevi pătrate și dreptunghiulare din oțel pentru construcții metalice și construcții de mașini, conform STAS 7941-80

• Profile deschise din bandă de otel formate la rece U cu aripi egale și neegale STAS 7835/1-80, 7835/2-80 și 8610-80

• Cornier cu aripi egale si neegale STAS 7836/1-80, 7836/2 și 8250-80 Z cu aripi egale si neegale STAS 8296-80 și 8609-80.

• Omega cu aripi egale STAS 8367-80 T cu aripi egale STAS 8249-80 Profile pentru tîmplăria metalică STAS 9142-80

• Profile speciale, conform STAS 8426-82 utilizate pentru construcții metalice sau construcții de mașini.

TEPRO

IASI Sos. Chișinăului nr. 132
Tel 30370, 30371, 30372, 30720, 36320
Telex 22297,
Tele fax 981/25919.

METALURGIA 6

ORGAN AL DEPARTAMENTULUI INDUSTRIEI METALURGICE 1991

CUPRINS

Cosor, E. : **Optimizarea utilizării capacităţii de producţie a sistemelor industriale metalurgice** 8

Şoit-Vizante, I., Constantin, N., Dobrovici, D. şi Nicolae, Maria : **Elaborarea fontei cu titan, cu conţinut mic de azot** 10

Constantin, N., Geantă, V. şi Bunea, D. : **Stabilirea prin modelare matematică a consumului teoretic optim de cocs la furnale, în funcţie de componenta încărcăturii** . 14

Niţă, P. S.: **Cercetări privind exigenţele actuale în exprimarea bazicităţii zgurilor şi evaluarea bazicităţii oxizilor de crom** 17

Ionescu, C., Vaida, C. şi Constantin, Al. : **Comportarea oţelului 20VMoCr120 în diverse faze de prelucrare la cald şi la rece destinat fabricării ţevilor pentru cazane energetice** 22

Mitelea, I. şi Bogdan, R. : **Realizări şi perspective în domeniul tratamentelor termice cu fasciculi laser şi de electroni** 29

Grigorescu, G. şi Sfăt, C. : **Mărirea durabilităţii matriţelor pentru deformarea plastică la cald prin tratamentele termochimice** 88

Păstrăv, I., Zirbo, Gh., Bejan, M., Dragoş, E. şi Dan, V. : **Tensiuni remanente de turnare în cadrele boghiurilor de vagoane** 38

COLEGIUL DE REDACŢIE :

SORIN DIMITRIU, IOAN VÎRCOLACU, CONSTANTIN COSNEANU, VASILE POPESCU, TITI DULĂMIŢĂ, TRAIAN DUMITRESCU, RADU CONSTANTIN GELU, ION PRISECARU, IOAN FLORENTIN SANDU, FLOREA OPREA, VIOREL MUNTEANU, BUJOR ROŞCA, LAURENTIE SOFRONI, EMIL FLORIAN, CONSTANTIN DUMITRESCU, SILVIU SAMOILESCU, ION CHIOSE, RADU HANGA, ADRIAN EUGEN TEODORIU, PETRE BOTORAN, SANDU EUGEN, OVIDIU GRĂMADĂ, ION IACOBESCU, GHEORGHE PÎRVU, GHEORGHE LEPĂDATU, IULIAN RIPOŞAN.

PREŞEDINTELE COLEGIULUI DE REDACŢIE : ing. SORIN DIMITRIU

Şef CIDMET : ing. Brândușa Florentina Scorţea

ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex : 11226, Bucureşti, str. 30 Decembrie, nr. 2

Redactor responsabil : prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor : dipl. univ. ELENA PĂRVU

Revista METALURGIA, organ al Departamentului Industriei Metalurgice — Redacţia şi administraţia : Bucureşti, str. Mendeleev 21—25, sectorul 1, telefon 59.49.90. Revista este editată de SIDEROM S.A. Instituţiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30 1520201 BCR-SMB. Costul unui abonament : lei 600 anual. Costul unui exemplar : lei 50. Tiparul I. P. Universul, str. Brezoianu, nr. 23—25 Bucureşti

„UNIVERSUL" — c. 2485

CONTENTS

DC : 669.018.1

Cosor, E. : **Optimisation of production capacity utilisation of the metalurgical industrial systems**

The paper shows the necessity and, at the same time, the opportunity of scientifical research development in Romania in order to optimise the production capacity utilisation of the heat treatment industrial systems. The author presents a general mathematical model.

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 8—9

DC : 669.16 : 669.295 : 661.98

Șoit-Vizante, I., Constantin, V., Dobrovici, D. and Nicolae, Maria : **Titanium pig iron with low nitrogen**

The paper shows the influence of titanium content from pig iron (obtained from charges with titanium ore additions, as a result of the reduction processes) on its nitrogen content. Titanium content determines a 30—40 % decrease of the total nitrogen content by the nitrides separation, fact that have a great importance in the special steel making.

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 10—13

DC : 662.741.3 : 669.162.2

Constantin, N., Geantă, V., Șaban, R. and Bunea, D. : **Determination by mathematical modelling of the furnal theoretic optimum coke consumption as a function of the burden composition**

The paper presents two statical models for charges with 100 % sinter and 100 % ores, as parts of an overall model which shows the influence of the sinter and ore ratio in whole the burdens (without coke) on the coke consumption.

There are also presented equations and nomogrames used for a quick determination of the coke and limestone specific consumption for any type of furnace burden.

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 14—16

DC : 669.046.58

Niță, S.P.: **Researches concerning the current demands in expressing the slag basicity and chromium oxide basicity evaluation**

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 17—21

DC : 669—642 : 621.181.

Ionescu, C., Vaida, C. and Constantin, Al. : **20VMoCr120 steel behaviour in different stages of hot and cold processing (the steel is used for energetics boilers tube manufacturing)**

Metalurgia 43, (1991), nr. 6, p. 22—28

DC : 621.785 : 621.378.3

Mitelea, I. and Bogdan, R : **Achievements and outlooks in the field of lasser and electron beam heat treatments**

Metalurgia 43, (1991), nr. 6, p. 29—32

DC : 539.374 : 541.11

Grigorescu, G. and Sfăt, C : **The increase of the die life for hot plastic deformation by thermochemical treatment**

By applying an ionic nitride layer on the dies for hot plastic deformation, their life increases by more than 80 % as a result of the hot frictional coefficient decrease, of the maintenance of a relatively high hardness of the ionic nitride layer as well as of the remanent strain value in the nitride layer, favorable to the fatique strength increase.

Metalurgia 42 (1991), nr. 6, p. 33—37

DC : 621.746.01 : 539.319

Păstrăv, I., Zirbo, Gh., Bejan, M., Dragoș, E. and Dan, V. : **Casting residual stress in the frames of waggon bogies**

Metalurgia 43, (1991), nr. 6, p. 38—40

INHALT

DK : 669.018.1

Cosor, E. : **Optimierung des Einsatzes der Produktionskapazität der metallurgischen Industriesysteme**

In der vorliegenden Arbeit werden die Notwendigkeit und die Günstigkeit der Erweiterung der wissenschaftlichen Beschäftigungen aus Rumänien dargestellt, zwecks der Optimierung des Einsatzes der Leistungsfähigkeit der industriellen Wärmebehandlungssysteme, indem ein allgemeines mathematisches Modell vorgeschlagen wird.

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 8—9

DK : 669.16 : 669.295 : 661.98

Şoit-Vizanle, I., Constantin, V., Dobrovici, D. und Nicolae, Maria : **Herstellung des Titanroheisens mit niedrigen Stickstoffinhalt**

Ausgehend von einigen Beschickungen mit Zusätzen von Titanerzen, wird in der Arbeit der Einfluss des Titaninhalts aus dem Roheisen, nach den Reduktionsprozessen, auf dessen Stickstoffinhalt, dargestellt. Die Gegenwart des Titans im Roheisen führt zur Verminderung mit 30—40 % des gesamten Stickstoffinhalts, durch das Trennen der Karbonitride ; was sehr wichtig für die Herstellung verschiedener Stahltypen ist.

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 10—13

DK : 662.741.3 : 669.162.2

Constantin, N., Geantă, V., Şaban, R. und Bunea, D. : **Festsetzung, durch mathematische Modellierung, des theoretischen Koksverbrauchs der Hochöfen, abhängig von der Zusammensetzung der Beschickung**

Die Arbeit hat als Ziel die Darstellung einiger mathematischen Modelle für die Bestimmung der Optimierungsfunktion des spezifischen Verbrauchs von technischen Kt-Koks, im Zusammenhang mit den veränderlichen Parameter der eingesetzten Hochofenbeschickungen (Qualität und Menge der Bestandteile).

Es werden zwei statische Modelle, gültig für Beschickungen von 100 % Sinter und 100 % Erz, vereinigt mit einem Gesamtmodell, dargestellt.

Es werden ebenfalls einige Gleichungen und Nomogrammen die eine rasche Bestimmung des spezifischen Koks — und Kalksteinverbrauchs für jedwelchen Typ einer Hochofenbeschickung ermöglichen, dargestellt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p 14—16

DK : 669.046.58

Niţă, S.P.: **Erforschungen angesichts der gegenwärtigen Ansprüche betreffs der Ausdrückung der Schlackenbasizität und der Einschätzung der Chromoxidbasizität**

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 17—21

DK : 669—462 : 621.181

Ionescu C., Vaida, C. und Constantin, Al. : **Verhalten des für die Herstellung von Rohren für energetische Kesseln vorgesehenen 20VMoCr120Stahls in verschiedenen Warm — und Kaltverarbeitungsphasen**

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 22—28

DK : 621.785.621.378.3

Milelea, I. und Bogdan, R. : **Ausführung und Aussichten im Gebiet der Wärmebehandlungen mit Laser und Elektronenstrahlen**

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 29—32

DK : 539.374 : 541.11

Grigorescu, G., und Sfăt, C. : **Erhöhung der Haltbarkeit der für die Warmverformung vorgesehenen Matritzen ; durch thermochemische Behandlungen**

Durch die ionische Vernietung der für die Warmverformung vorgesehenen Matritzen wird deren Haltbarkeit erhöht, als Folge der Verminderung des Reibungskoeffizienten während der Wärmebehandlung, der Aufbewahrung einer relativ hohen Härte der ionisch nitrierten Schicht und der Betriebsdauer der Matritzen sowie des Zustands der zurükkbleibenden Spannungen aus der nitrierten Schicht das günstig für die Erhöhung des Ermüdungswiderstands ist.

Mittels der ionischen Nitrierung wächst mit 80 % die Haltbarkeit der für die Warmverformung vorgesehenen Matritzen.

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 33—37

DK : 621 : 746.01 : 539.319

Păstrăv, I., Zirbo, Gh., Bejan, U., Dragoş, E. und Dan, V. : **Verbliebene Giessspannungen im Wagendrehgestellenrahmen**

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 38—40

SOMMAIRE

CD : 669.018.1

Cosor, E : **Optimisation de l'utilisation de la capacité de production des systèmes industriels métallurgiques**

L'article démontre la nécessité et l'opportunité de l'intensification des recherches scientifiques en Roumanie afin d'optimiser l'utilisation des capacités de production des systèmes industriels de traitements thermiques tout en proposant un modèle mathématique général.

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 8—9

CD : 669.16 : 669.295 : 661.98

Soit-Vizanie, I., Constantin, N., Dobrovici, D. et Nicolae, Maria : **L'élaboration de la fonte à titane à basse teneur en nitrogène**

L'article met en évidence l'influence de la teneur en titane dans les charges à additions de minerais titanifères, à la suite des processus de réduction sur la teneur en nitrogène de la fonte. La présence du titane en fonte contribue à une diminution d'environ 30—40 % de la teneur totale en nitrogène par la séparation des carbonitrures.

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 10—13

CD : 662.741.3 : 669.162.2

Constantin, N., Geantă, V., Şaban, R. et Bunea, D. : **La détermination par modélage mathématique de la consommation théorique optimale de coke des hauts-fourneaux en fonction de la composition de la charge**

L'article présente deux modèles statiques valables pour charges formées de 100 % agglomérat et 100 % minerais, réunis dans un modèle global qui indique l'influence de la variation des pourcentages d'agglomérat et de minerais rapportés à la quantité totale de la charge nette (sans coke) sur la consommation de coke.

On présente également des équations et des nomogrammes qui font possible la détermination rapide des consommations spécifiques de coke et de calcaire pour n'importe quel type de charge des hauts — fourneaux.

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 14—16

CD : 669.046.48

Niţă, S.P. : **Recherches concernant les exigences actuelles dans l'expression de la basicité des scories et l'évaluation de la basicité des oxydes de chrome**

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 17—21

CD : 669—462 : 621.181

Ionescu, C., Vaida, C. et Constantin, A. : **Le comportement de l'acier 20VMoCr120 en différentes étapes du traitement à chaud et à froid des tubes pour chaudières énergétiques**

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 22—28

CD : 621.785 : 621.378.3

Mitelea, I. et Bogdan, R : **Réalisations et perspectives dans le domaine des traitements thermiques par lasser ou par pinceau d'électrons**

Metalurgia 45 (1990), nr. 6, p. 29—32

CD : 539.374 : 541.11

Grigorescu, C. et Sfăt, C : **L'augmentation de la durabilité des moules pour déformation plastique à chaud par traitements thermochimiques**

L'application de la nitruration ionique a augmenté de plus de 80 % la durabilité des moules de déformation plastique à chaud à la suite de la diminution du coefficient de frottement à chaud, de la maintenance d'une durabilité relativement élevée de la couche nitrurée par procédé ionique et à cause de la valeur des tensions résiduelles dans la couche nitrurée qui favorisent l'augmentation de la résistance à la fatique.

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 33—37

CD : 621.746.01 : 539.319

Păstrăv, I., Zirba, Gh., Bejan, M., Dragoş, E. et Dan, V : **Tensions résiduelles de coulée dans les cadres des boggies de wagons**

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 38—40

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.018

Косор, Е.: **Оптимизация использования производственной мощности металлургических промышленных систем**

В работе представлены необходимость и целесообразность увеличения научных интересов в Румынии, для оптимизации использования производственной мощности промышленных систем термообработки, предлогая в этом смысле общую математическую модель.

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 8—9

ДК: 669.16: 669.295.661.98

Шойт-Византе, И., Константин, Н., Добрович, Д. и Николае, Мария: **Выплавка малоазотного титанистого чугуна**

Работа исходя от шихты с добавками титанистых руд выявляет влияние содержания титана, переходящего в чугун, на его содержание азота. Присутствие титана приводит к сжижению общего содержания азота на 30—40% выделением карбонитридов, что является главным при выплавке некоторых марок стали.

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 10—13

ДК: 662.741.3: 669.162.2

Константин, Н, Джеантэ, В., Шабан, Р. и Бунеа, Д.: **Определение математическим моделированием теоретического оптимального расхода кокса в доменных печах в зависимости от состава шихты**

Предлогается разработка математических моделей для определения функции оптимизации удельного расхода технического кокса Кт, в соотношении с переменными параметрами используемой шихты в доменных печах (качество и количество компонентов).

Представлены две действительные статисческие модели для шихты с 100% агломерата и 100% руды, соединенные в глобальную модель, изображающую влияние вариации доли агломерата и руды приведенные к сумме чистой шихты (без кокса) на расход кокса для этой шихты.

Представлены уравнения и номограммы для определения удельных расхода кокса и известняка для любого типа шихты доменных печей.

Metalurgia 43, (1991), nr. 6, p. 14—16

ДК: 669.046.58

Ницэ, П. С.: **Исследования по акуальным требованиям основности шлака и оценка основности окиси хрома**

В работе проводится анализ способов выражения основности шлаков, имея в виду новые требования, необходимые для их осуществления.

На основе концепта оптической основности окислов и притяжения катионов относительно кислорода могут быть получены оптические основности окислов хрома, CrO и Cr_2O_3, позволяющие расчет оптической основности шлаков также содержащие и такие окиси.

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 17—21

ДК: 669-462: 621.181

Ионеску, К., Вайда, К. и Константин, А.: **Поведения стали 20 VMoCr 120 в различных фазах горячей и хо лодной обработки для производства труб энергетических котлов**

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 22—28

ДК: 621.785: 621.378.3

Мителеа, И. и Богдан, Р.: **Достижения и перспективы в области термических обработок лазерными и электронными лучами**

Metalurgia 43, (1991,) nr. 6, p. 29—32

ДК: 539.374: 541.11

Григореску, Г. и Сфэт, К.: **Увеличение долговечности матриц для пластической горячей деформации термохимическими обработками**

Матрицам пластической горячей деформации накладыванием ионного азотирования придается плюс долговечности как следствие: снижения относительной выосокой твердости ионно азотированного слоя в период службы матриц, а также и состояния и уровня остаточных напряжений в азотированном слое, благоприятные повышению предела усталости.

Накладыванием ионного азотирования долговечность матриц горячей пластической деформации растет более 80%.

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 33—37

ДК: 621.746.01: 539.319

Пэстрэв, И., Зирбо, Г., Бежан, М., Драгош, Е. и Дан, В.: **Остаточные напряжения вследствие разливки в раме вагонной тележки**

Metalurgia 43 (1991), nr. 6, p. 38—40

Dr. ing. E. Cosor
Institutul Politehnic Bucureşti

OPTIMIZAREA UTILIZĂRII CAPACITĂŢII DE PRODUCŢIE A SISTEMELOR INDUSTRIALE METALURGICE

CZ: 669.018.1

„Industria metalurgică este cea dintîi industie de care o ţară cu o politică economică prevăzătoare trebuie să se preocupe" — spunea omul politic şi omul de ştiinţă Mihail Manoilescu încă din anul 1921 — deoarece această ramură industrială participă, într-o măsură însemnată, la valorificarea resurelor (interne şi a unora din import) de materii prime şi energetice şi furnizează celorlalte ramuri ale industriei şi ale economiei naţionale, precum şi populaţiei, pentru consumul individual, produse metalice, alte bunuri necesare acestora, condiţionînd astfel *„întreaga activitate de producţie şi circulaţie"* *. Aprecierilor ilustrului nostru înaintaş le adăugăm rolul important pe care industria metalurgică poate şi trebuie să îl aibă în eficientizarea întregii economii şi în procesul de trecere a acesteia la economia de piaţă.

Crearea de sisteme industriale metalurgice necesită, de regulă, consumarea unor eforturi deosebit de mari, fiind pe deplin justificate cerinţele de fundamentare a deciziilor în acest sens. Justificate sînt, însă, şi cerinţele pentru o utilizare cît mai bună a capacităţii de producţie a sistemelor existente.

Capacitatea de producţie a unui sistem industrial este potenţialul maxim al acestuia de a realiza produse şi/sau servicii, cu o anumită structură şi calitate, într-o anumită perioadă de timp, în condiţii tehnice şi organizatorice optime.

În această lucrare se fac referiri la optimizarea utilizării capacităţii de producţie a sistemelor industriale, prin intermediul unor modele matematice adecvate.

Elaborarea unor modele matematice corespunzătoare, în vederea optimizării utilizării capacităţii de producţie, necesită cunoaşterea aprofundată a modului în care sistemul supus modelării îşi desfăşoară activitatea, a posibilităţilor de producţie ale acestuia, a cerinţelor pieţei şi a implicaţiilor pe care le au variantele posibile de desfăşurare a activităţii sistemului respectiv asupra scopului adoptat.

De obicei, legăturile dintre factorii care determină capacitatea de producţie a unui sistem industrial sau care influenţează gradul de utilizare a acestei capacităţi sînt liniare. Dar, chiar dacă unele relaţii, de felul celor menţionate mai sus, nu sînt liniare, pentru construirea modelelor matematice de optimizare a utilizării capacităţii de producţie a sistemelor industriale, se preferă liniarizarea acestora, deoarece rezolvarea modelelor liniare beneficiază, în prezent, de un aparat matematic dezvoltat şi de largi posibilităţi de folosire a mijloacelor de prelucrare automată a informaţiilor.

Restricţiile modelelor matematice de optimizare a utilizării capacităţii de producţie reflectă condiţionările tehnologice, organizatorice, de asigurare tehnico-materială, precum şi condiţionările rezultate din studii de marketing privind cerinţele pieţei interne şi externe, precum şi tendinţele acestora. În modelele matematice de optimizare a utilizării capacităţii de producţie a sistemelor industriale, restricţiile sînt de forma unor egalităţi sau inegalităţi.

Funcţia obiectiv folosită frecvent pentru construirea modelelor matematice de utilizare a capacităţii de producţie este maximizarea ratei rentabilităţii. Creşterea rentabilităţii mai poate fi vizată însă şi prin următoarele criterii: maximizarea beneficiilor; minimizarea costurilor; maximizarea gradului de utilizare a fondului de timp al utilajelor de bază asigurîndu-se, în acelaşi timp, întreţinerea şi repararea corespunzătoare a acestora, precum şi utilizarea lor intensivă corespunzătoare; maximizarea gradului de utilizare intensivă a utilajelor de bază, în condiţiile utilizării lor extensive corespunzătoare; maximizarea volumului producţiei exprimat în unităţi naturale sau valorice; maximizarea producţiei nete; minimizarea costurilor tehnologice etc.

Modelul matematic prezentat în continuare se referă la următorul caz general:

Un sistem de producţie poate realiza tipurile de produse $j(j = 1, p)$ şi este compus din subsistemele k sau l ($k = 1, s$; $l = 1, s$), fiecare subsistem avînd un anumit timp disponibil notat Td_k şi un anumit nivel, considerat optim, al indicatorului de utilizare intensivă a participării subsistemului respectiv la realizarea produsului finit j (notat I_{kj}; $K = 1 S$; $j = 1, p$). Cunoscînd coeficienţii C_{k1j} care caracterizează legăturile directe de producţie dintre subsistemele k şi l pentru produsul j, nivelurile minime M_j şi maxime N_j de producţie pentru sortimentul j, rezultate din studii marketing, precum şi implicaţiile E_j ($j = 1, p$) ale unităţilor din fiecare tip de produs asupra obiec-

* Mihail Manoilescu: „Importanţa şi perspectivele industriei în noua Românie" Extras din nr. 1—3, an. II, al „Buletinului industriei", Bucureşti, 1921, p. 19.

tivului adoptat, să se stabilească modul de utilizare a capacității de producție a sistemului respectiv — deci programul de producție $\{Y_j\ j=1, p\}$, care să asigure obținerea celei mai bune mărimi a funcției obiectiv, notată Z.

Pentru construirea modelului matematic al problemei formulate mai sus, se mai adoptă și notația X_{kj}, care semnifică cantitatea de producție a subsistemului k corespunzătoare tipului j de produs final al sistemului.

Cu notațiile adoptate, modelul matematic va fi :

— funcția obiectiv :

$$\sum_{j=1}^{p} E_j \cdot Y_j = Z_{max} \tag{1}$$

— restricții :

$$\sum_{j=1}^{p} \frac{1}{I_{kj}} \cdot X_{kj} \leqslant Td_k\ ;\ k = 1, s \tag{2}$$

$$X_{kj} = Y_{kj} + \sum_{k=1}^{s} \sum_{j=1}^{p} C_{klj} \cdot X_{lj}\ ;\ j = 1, p\ ;\ K = 1,5 \tag{3}$$

$$Y_j = \sum_{k=1}^{s} Y_{kj}\ ;\ j = 1,\ p \tag{4}$$

$$Y_j \geqslant M_j\ ;\ j = 1,\ p \tag{5}$$

$$Y_j < N_j\ ;\ j = 1, p \tag{6}$$

— condiții de negativitate :

$$Y_{kj} \geqslant 0\ ;\ j = 1,\ p\ ;\ k = 1,s \tag{7}$$

$$X_{kj} \geqslant 0\ ;\ j = 1,\ p\ ;\ K = 1,s \tag{8}$$

Modelul prezentat este un model general. El ia forme specifice pentru cazuri concrete și poate fi rezolvat prin metode matematice cunoscute, manual sau apelînd la mijloace informatice corespunzătoare.

Pentru cazurile în care se dorește optimizarea utilizării capacității de producție, urmărindu-se în același timp mai multe obiective, se folosesc de regulă, următoarele căi de rezolvare :

— ordonarea obiectivelor — dacă aceasta este posibil — și rezolvarea problemei conform următorului algoritm :

— *pasul 1* : constituirea unui model matematic asemănător celui prezentat mai sus, în care funcția obiectiv să fie cea corespunzătoare primului obiectiv din șirul ordonat al obiectivelor;

— *pasul 2* : rezolvarea modelului matematic obținut la pasul 1 ;

— *pasul 3* : transformarea funcției obiectiv din pasul anterior în restricție, fixîndu-se un domeniu admis pentru valoarea acestei funcții ;

— *pasul 4* : constituirea unui nou model matematic care să includă, pe lîngă restricțiile și condițiile de negativitate din modelul anterior, restricția rezultată din *pasul 3*, precum și o nouă funcție obiectiv corespunzătoare următorului obiectiv din șirul ordonat de obiective ;

— *pasul 5* : reluarea procesului iterativ de la *pasul 2* și continuarea lui pînă cînd sînt luate în considerare toate obiectivele din ansamblul ordonat de obiective;

— aplicarea unor metode de explorare a soluțiilor bazate pe teoria modernă a deciziei ca, de exemplu, metoda utilităților, metoda ELECTRE etc.

BIBLIOGRAFIE

[1] Colectiv de autori *Enciclopedia conducerii intreprinderii*. Ed. Științifică și Enciclopedică, București, 1981.

[2] Bărbulescu, C. *Organizarea și planificarea unităților industriale*. București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1980.

[3] Vagu, P., Roman Crișan, P. *Organizarea și planificarea unităților industriale*. București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1983.

[4] Homoș, T. *Organizarea și conducerea intreprinderilor constructoare de mașini* curs litografiat, I.P.B., 1985.

[5] Cosor, E. *Optimizarea utilizării capacității de producție în secțiile de tratamente termice din întreprinderile constructoare de mașini*. Teză de doctorat, I.P.B., 1987.

Dr. ing. I. Şoit-Vizante,
ing. N. Constantin, ing. D. Dobrovici şi
dr. ing. Maria Nicolae
Institutul Politehnic Bucureşti

ELABORAREA FONTEI CU TITAN, CU CONŢINUT MIC DE AZOT

CZ : 669.16 : 669.295 : 661.98

Reducerea în furnal a unor încărcături metalice, conţinînd ilmenit, a permis punerea în evidenţă a importanţei conţinutului de titan din fontă asupra conţinutului de azot al acesteia. Astfel, în eşantioanele de fontă cu 0,30% Ti, extrase din diferite părţi ale furnalului, s-a determinat conţinutul de azot cuprins între 0,0015 şi 0,0050%. Deoarece în condiţiile uzinei considerate în lucrarea [1] nu este posibil să se meargă mult dincolo de aceste conţinuturi şi deoarece, pînă la încărcarea în oţelării, fonta se denitrurează prin decantarea nitrurilor solide, conţinutul de Ti al fontei (cu titan) este în prezent limitat la ~ 0,25%.

Prima încercare de a utiliza ilmenit în încărcătură a fost efectuată la două furnale pe perioade scurte, de cîte şapte zile, la sfîrşitul anului 1969 [1].

Adaosul de ilmenit, crescut pînă la 26 kg/t_{fo}, şi conţinutul de titan în fontă atingînd circa 0,4%, confirmă posibilitatea obţinerii de conţinuturi scăzute de azot în fontă.

Trebuie însă semnalat faptul că conţinuturile de azot şi de titan sînt conţinuturi totale, îmbogăţind azotul şi titanul conţinute sub formă de nitruri şi carbonitruri deja precipitate în fonta lichidă.

Relaţiile dintre conţinuturile de siliciu, azot şi titan în fontă sînt prezentate în figura 1.

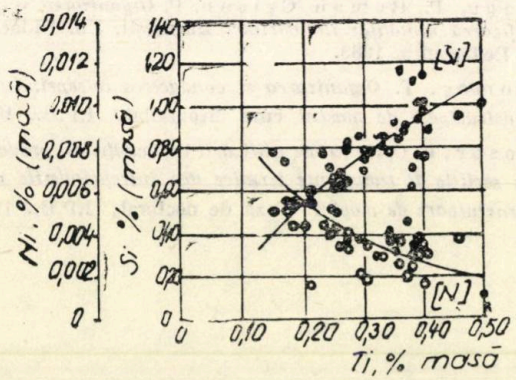


Fig. 1. Variaţia conţinuturilor de Si, N şi Ti în probele de fontă de la experimentele preliminare

Ca urmare a fenomenelor de precipitare şi decantare a nitrurilor şi carbonitrurilor este de aşteptat o scădere şi mai pronunţată a conţinutului de azot.

Pe întregul curs al încercărilor s-a constatat scăderea debitului de aer insuflat şi a producţiei. Observaţiile confirmă semnalările din literatura de specialitate dar ele nu pot fi puse numai pe seama utilizării minereurilor titanifere.

O altă încercare, care a durat şase săptămîni, a fost efectuată în anul 1970 la un furnal avînd diametrul creuzetului de 8,1 m şi un volum util de 1044 m³, care produce ~1700 t_{fo}/24 h, cu o încărcătură alcătuită din 64% aglomerat şi pelete, 30% minereu clasat şi 6% adaosuri şi recirculate. Folosind injecţie de păcură (cca 50 kg/t_{fo}), consumul de combustibil era de ~590 kg/t. Nu se măsoară temperatura fontei pe jgheaburile de evacuare, temperatura medie luată după umplerea oalei de turnare stabilindu-se la 1 350°C.

Se iau probe de fontă de pe jgheabul de evacuare, la 15 minute de la începutul evacuării, şi se analizează (tabelul 1). Compoziţia acesteia este următoarea : C 4,1%; Si 0,80%; S 0,027%; N 0,008%; Mn0,80%; P 0,25%; Ti 0,04%.

Pentru creşterea conţinutului de titan pînă la 0,4% se adaugă în încărcătură 15—35 kg/t_{fo} ilmenit canadian cu următoarea compoziţie : TiO_2 34%; Fe 39,8%; SiO_2 5,2%; Al_2O_3 3,8%; MgO 2,8%; CaO 0,7%; Mn0,14%, P 0,01%; S 0,31% astfel încît aportul de titan să fie cuprins între 3 şi 7 kg/t_{fo}.

Rezultate metalurgice

Figura 2 prezintă variaţia conţinuturilor de N, Ti, Si din fontă în decursul cercetărilor, precum şi conţinutul de TiO_2 în zgură.

Pentru un conţinut de Si cuprins intre 0,65 şi 1,1%, conţinutul de Ti din fontă variază între limitele 0,08 şi 0,35%; conţinutul de TiO_2 în zgură s-a stabilit la ~2,0% cu un maximum la 4%.

S-a constatat, în cursul cercetărilor că creşterea conţinutului de TiO_2 din zgură este însoţită de o creştere a conţinutului de Ti în fontă şi de o diminuare a conţinutului de azot, conţinutul de titan variind în acelaşi fel ca şi conţinutul de Si [1].

Rezultatele obţinute la sfîrşitul cercetărilor au fost caracterizate prin scăderea conţinutului de TiO_2 în zgură şi a conţinutului de Ti în fontă, însoţite de o creştere a conţinutului de azot din fontă.

La trei zile după suprimarea ilmenitului din încărcătură, conţinutul de TiO_2 în zgură a revenit la valorile uzuale (~1%). Dar în a şaptea

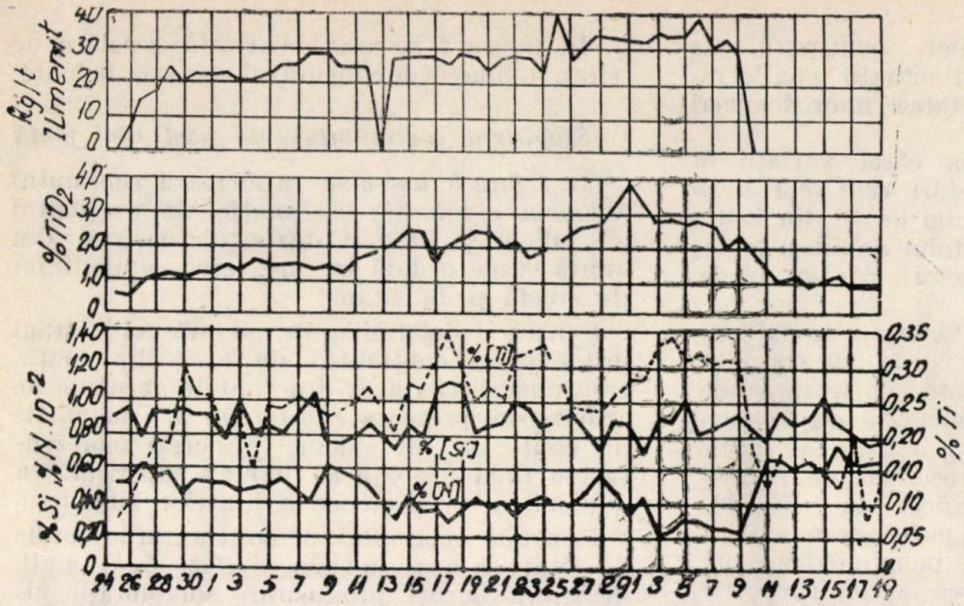


Fig. 2. Consumul de ilmenit şi valorile medii zilnice de TiO_2 în zgură şi de Si, Ti, N în fontă, în cursul experimentării la furnal

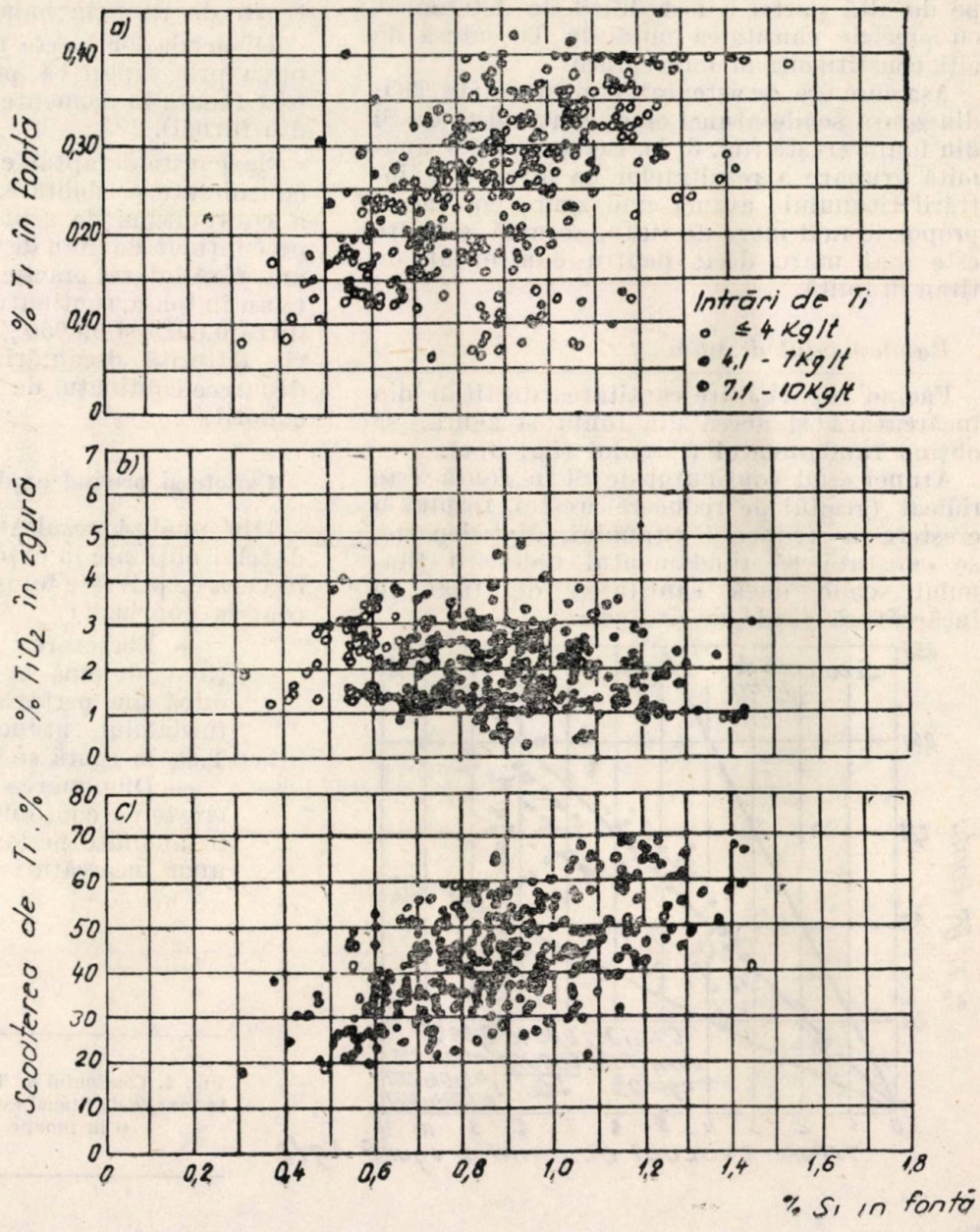


Fig. 3. Conţinutul de Ti şi TiO_2 şi scoaterea de Ti în funcţie de Si

zi după sfirșitul cercetărilor, conținutul de titan în fontă avea încă fluctuații considerabile, ceea ce indică posibilitatea unor depuneri în creuzet.

Intensitatea reducerii, a cărei variații în timpul perioadei de cercetări este caracterizată de dispersia conținutului de Si din fontă, influențează reducerea oxidului de titan și determină, alături de alți factori, conținutul de Ti și N_2 în fontă.

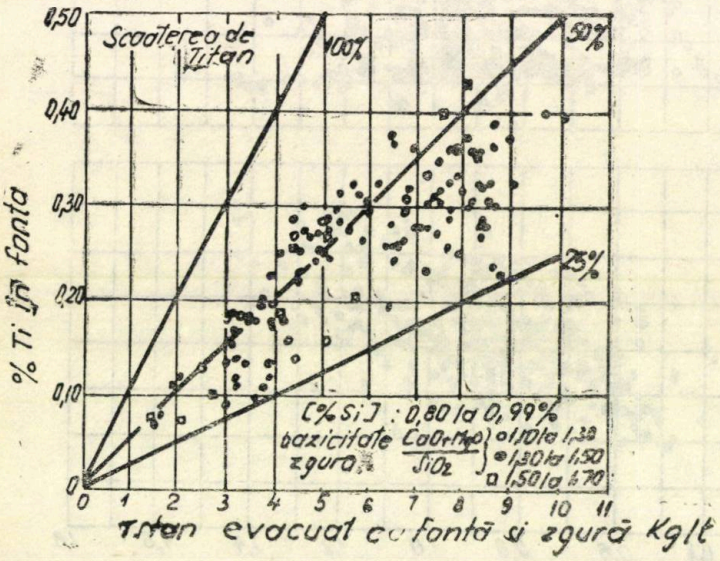
Conținutul de Ti din fontă crește o dată cu conținutul de Si (fig. 3) și, la un conținut constant de Si, crește o dată cu intrarea de Ti în furnal (fig. 3, *a*), calculată după scoaterea de fontă și zgură. S-a adoptat acest mod de determinare deoarece consumul specific de ilmenit s-a modificat în diversele etape ale cercetării; pe de o parte aceste modificări au influențat produsele lichide extrase din furnal, printr-un anumit decalaj în timp, iar pe de altă parte, a fost dificil de determinat cu precizie cantitatea mică de Ti, adusă de alți constituenți ai încărcăturii.

Așa cum era de așteptat, conținutul de TiO_2 din zgură scade atunci cînd conținutul de Si din fontă crește (fig. 3, *b*). Se constată o anumită grupare a rezultatelor ca urmare a intrării titanului; atunci cînd zgura conține o proporție mai mare de titan, această grupare este mai mare decît pentru conținutul de titan în fontă.

Randamentul de titan

Făcînd raport între cantitatea de titan din încărcătură și aceea din fontă și zgură, se obține randamentul titanului (fig. 3, *c*).

Atunci cînd conținutul de Si în fontă este ridicat (gradul de reducere crește), rezultă o creștere a reducerii titanului. Mai departe, se constată că randamentul reducerii titanului scade dacă cantitatea de titan în încărcătură scade de asemenea.



În figura 4 se arată variația scoaterii de titan în funcție de conținutul acestuia în fontă.

Stabilirea conținutului de azot din fontă

În figura 5, *a* și *b* se raportează conținutul de azot din fontă, în funcție de conținutul de siliciu și titan. Conținutul de azot din fontă scade o dată cu creșterea conținutului de siliciu și de titan.

Pentru a determina în ce măsură titanul influențează conținutul de azot din fontă, conținuturile de azot din fontele obișnuite de afinare sînt prezentate în figura 5, *a*, în funcție de conținutul de siliciu, punctele reprezentative fiind grupate în partea superioară a domeniului de dispersie a fontelor titanifere.

Punctele reprezentînd conținuturile totale de titan și azot se găsesc (fig. 5, *b*) mult deasupra curbei produsului solubilității nitrurii de titan în baia de oțel la 1 600 °C.

Dispersia lor foarte puternică se poate explica prin faptul că prevalările probelor au fost făcute în momente diferite (ale evacuării din furnal).

Se constată faptul că, în condițiile uzinei considerate, posibilitatea reducerii considerabile a conținutului de azot din fontă, impunînd un conținut de titan de peste 0,30%, este minimă, fără interes practic. Totuși, pentru 0,30% titan în fontă, conținutul de azot este cuprins între 0,0015 și 0,0050%, putînd fi încă coborît datorită decantării nitrurilor de titan, deoarece conținutul de azot solubil este foarte coborît.

Concluzii privind exploatarea furnalului

Din analiza rezultatelor metalurgice și a datelor obținute în exploatare se pot formula, în ceea ce privește folosirea ilmenitului, următoarele concluzii:

— Elaborarea unor fonte cu conținut de pînă la ~0,40% Ti nu atrage după sine perturbații notabile în mersul furnalului, atunci cînd conținutul de TiO_2 în zgură se menține în jur de 2%.

— Diminuarea producției de fontă și creșterea conținutului de Ti se observă în anumite perioade, chiar și în cazul unor încărcături fără ilmenit.

Fig. 4. Conținutul de Ti în fontă și scoaterea de Ti, în funcție de titanul evacuat o dată cu fonta și zgura și în funcție de bazicitatea zgurii

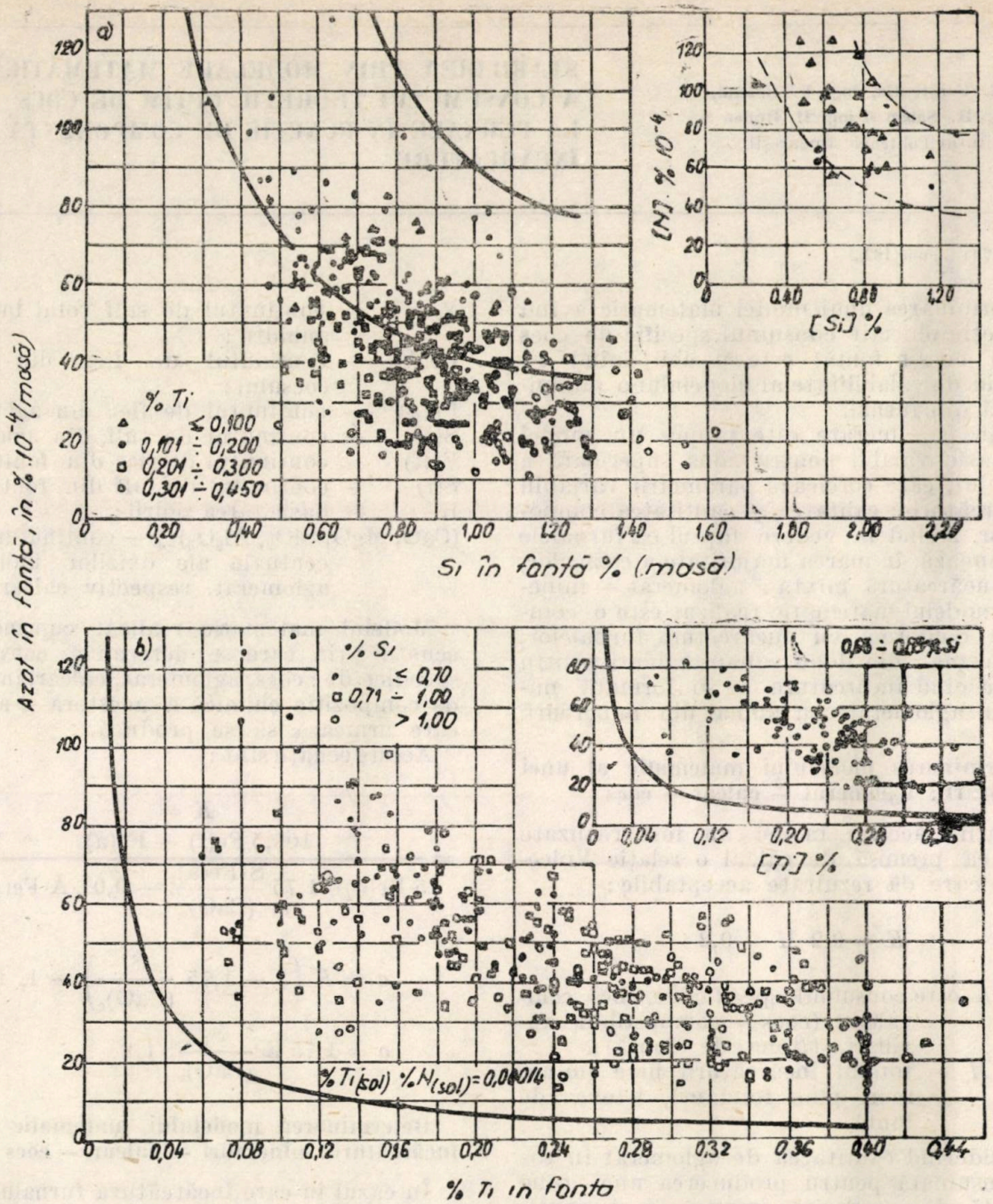


Fig. 5. Conținutul de azot, în funcție de conținuturile de Si *a* și de Ti *b* din fontă

— Dacă se utilizează ilmenit în încărcătură pe perioade mai lungi de timp, pentru a regla conținutul de titan în fontă la valori ridicate, deranjamentele sînt posibile datorită acumulărilor de componenți de Ti în creuzet.

Din analiza influenței conținutului de titan asupra conținutului de azot (urmărit pînă la oțelărie), s-a fixat conținutul de titan la 0,25%. Elaborarea fontei titanifere în furnal este, din precauție, întreruptă după două săptămîni și transferată la alt furnal; în acest fel nu apar dificultăți insuportabile la folosirea ilmenitului datorate depunerilor de nitruri și carbonitruri de titan în creuzetul furnalului.

BIBLIOGRAFIE

[1] *** Revue de Métallurgie. C.I.T., Franța, nr. 5, 1973, p. 1121 — 1134.

[2] Tripșa, I. *Metalurgia feroaliajelor*. București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1966

[3] *** Revue de Métallurgie C.I.T., Franța, 5/1973, p. 1091—1100.

[4] Vacu, Silvia: *Metalurgia feroaliajelor*, București, Ed. Didactică, și Pedagogică, 1980.

Ing. N. Constantin, ing. V. Geantă,
dr. ing. R. Şaban şi ing. D. Bunea
Institutul Politehnic Bucureşti

STABILIREA PRIN MODELARE MATEMATICĂ A CONSUMULUI TEORETIC OPTIM DE COCS LA FURNALE ÎN FUNCŢIE DE COMPONENŢA ÎNCĂRCĂTURII

CZ : 662.741.3 : 669.162.2

Determinarea unui model matematic avînd ca funcţie obiectiv consumul specific de cocs K_t (kg cocs/t fontă) este posibil luînd ca domeniu de valabilitate al modelului o anumită zonă din furnal.

În această lucrare este propus un model matematic valabil pentru zona superioară a furnalului, care corelează parametrii variabili ai încărcăturii : calitatea şi cantitatea componenţilor. Avînd în vedere faptul că furnalele funcţionează, în marea majoritate a cazurilor, cu o încărcătură mixtă : aglomerat — minereuri, modelul matematic realizat este o combinaţie conformă cu încărcătura furnalelor, fiind format din două subansambluri pentru cazurile cînd încărcătura ar fi formată numai din aglomerat sau numai din minereuri.

Determinarea modelului matematic al unei încărcături : aglomerat — calcar — cocs

Ecuaţiile acestui model au fost realizate avînd ca premisă de calcul o relaţie Voice-Dixon, care dă rezultate acceptabile :

$$K = 0{,}2\ M + 0{,}2$$

unde : K este consumul specific de cocs echivalent (cocs + combustibili auxiliari, t/tona de fontă) ;
M — totalul încărcăturii nete (minereuri plus fondant), t/tona de fontă.

Considerînd cantitatea de aglomerat în tone, consumată pentru producerea unei tone de fontă de compoziţie impusă, a şi cantitatea de calcar necesară c, consumul specific de cocs echivalent va fi :

$$K = 0{,}2\ (a + c) + 0{,}2 \text{ t/t}$$

O altă premisă de calcul pentru realizarea modelului este aceea că randamentul de trecere a fierului din încărcătură în fontă are valoarea 99,5%.

Variabilele încărcăturii, care intervin ca parametrii de intrare în model, sînt următoarele :

A — conţinutul procentual de cenuşă în cocsul anhidru ;
S_t — conţinutul de sulf total în cocsul anhidru ;
Fe(A) — conţinutul de fier din cenuşa cocsului ;
Fe(a) — conţinutul de fier din aglomerat ;
S(a) — conţinutul de sulf din aglomerat ;
Fe(f) — conţinutul de fier din fontă ;
S(f) — conţinutul de sulf din fontă ;
B — bazicitatea zgurii ;
$(CaO, MgO, SiO_2, Al_2O_3)_{a,c}$ — conţinuturile procentuale ale oxizilor indicaţi în aglomerat, respectiv calcar.

Modelul matematic realizat cuprinde trei ecuaţii prin care se determină consumurile specifice de : cocs, aglomerat, calcar, în funcţie de compoziţia chimică a acestora şi a fontei care urmează să se producă.

Aceste ecuaţii sînt :

$$K = \frac{100{,}5\,\text{Fe(f)} + \text{Fe(a)}}{5\,\text{Fe(a)} - 1{,}75\,\dfrac{\text{S}\cdot\text{Fe(a)}_t}{(\text{CaO})_c} + 0{,}01\cdot\text{A}\cdot\text{Fe(A)}}, \text{ t/t}$$

$$a = K\left(5 - 1{,}75\,\frac{\text{S}_t}{(\text{CaO})_c}\right) - 1, \text{ t/t}$$

$$c = 1{,}75\ \text{K}\,\frac{\text{S}_t}{(\text{CaO})_c}, \text{ t/t}$$

Determinarea modelului matematic al unei încărcături : minereuri — calcar — cocs

În cazul în care încărcătura furnalului este formată numai dintr-un anume tip de minereu, modelul matematic cuprinde obligatoriu trei ecuaţii prin care se determină următoarele necunoscute : K — consumul specific de cocs tehnic echivalent, t/t fontă ; m — consumul specific de minereu, t/t fontă ; c — consumul specific de calcar, t/t fontă.

Spre deosebire de modelul anterior, cînd ecuaţia pentru determinarea lui c se obţine dintr-un bilanţ al bazelor, dintr-un bilanţ parţial al sulfului, în cazul funcţionării furnalului cu o încărcătură : minereu — cocs, este totdeauna necesară determinarea consumului specific de calcar, avînd în vedere atît bilanţul oxizilor introduşi în furnal cît şi bilanţul to-

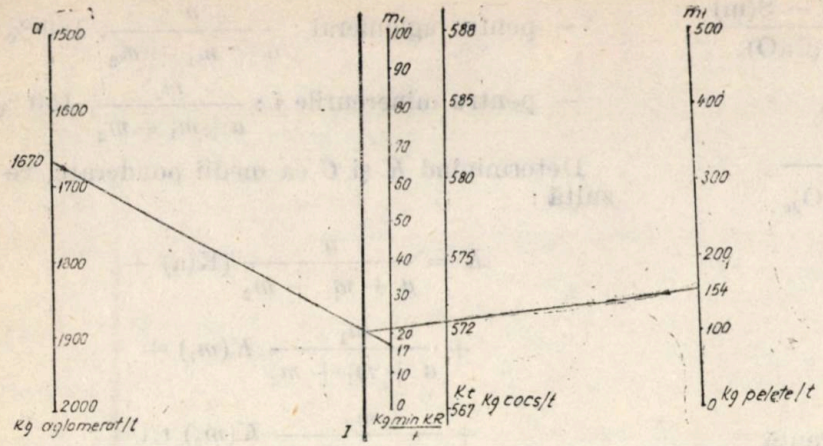


Fig. 1. Nomograma relației: $Kl1 = \frac{1}{a + m_1 \times m_2} \cdot 0{,}567a + 0{,}9033m_1 + 0{,}590\ m_2$, pentru variații restrînse ale parametrilor

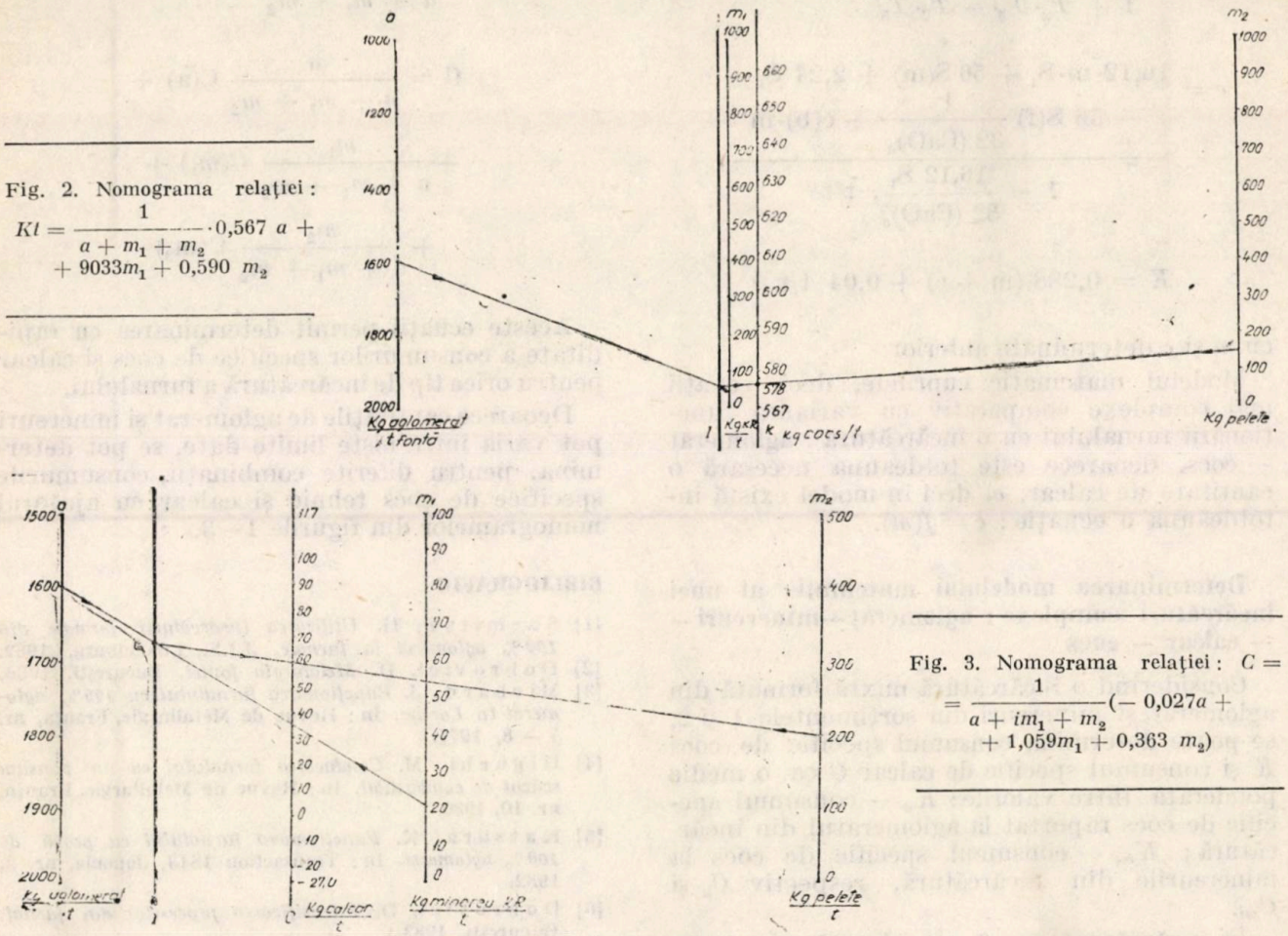


Fig. 2. Nomograma relației: $Kl = \frac{1}{a + m_1 + m_2} \cdot 0{,}567\ a + 9033m_1 + 0{,}590\ m_2$

Fig. 3. Nomograma relației: $C = \frac{1}{a + im_1 + m_2} (-0{,}027a + 1{,}059m_1 + 0{,}363\ m_2)$

tal al sulfului. În afară de variabilele prezentate prin notațiile de mai sus, în cadrul acestui model mai apar :

Fe(m) — conținutul procentual de fier în minereu ;

S(m) — conținutul procentual de sulf în minereu ;

$(CaO, SiO_2, MgO, Al_2O_3)_m$ — conținuturile procentuale din oxizii respectivi în minereu.

La baza determinării modelului stau ecuațiile Wesemann, ecuațiile de bilanț ale fierului oxizilor și sulfului din încărcătură.

Modelul matematic este format din următoarele ecuații :

$$T_1 = \frac{100{,}5\ \mathrm{Fe(f)} - 0{,}04 \cdot \mathrm{A} \cdot \mathrm{Fe(A)}}{100\ \mathrm{Fe(m)} + 0{,}288 \cdot \mathrm{A} \cdot \mathrm{Fe(A)}}$$

$$T_2 = \frac{0{,}288 \cdot \mathrm{A} \cdot \mathrm{Fe(A)}}{100\ \mathrm{Fe(m)} + 0{,}288 \cdot \mathrm{A} \cdot \mathrm{Fe(A)}}$$

$$T_3 = \frac{16{,}12\,S_t}{\left(1 - \frac{16{,}12\,S_t}{32\,(CaO)_c}\right)} - \frac{+\,56 - S(m)}{32\cdot(CaO)_c}$$

$$T_4 = \frac{2{,}24S_t - 56\,S(f)}{\left(1 - \frac{16{,}12\,S_t}{32\,(CaO)_c}\right) 32\cdot(Ca\,O)_c}$$

$$T_5 = \frac{c(b)}{\left(1 - \frac{16{,}12\,S_t}{32\,(CaO)_c}\right)}$$

$$m = \frac{T_1 - T_2 \cdot T_4}{1 + T_2 \cdot T_3 \cdot + T_2 \cdot T_5},\ t/t\ \text{fontă}$$

$$c = \frac{16{,}12\cdot m\cdot S_t + 56\,S(m) + 2{,}24\,S_t - 56\,S(f)\,\frac{1}{32\,(CaO)_c} + c(b)\cdot m}{1 - \frac{16{,}12\,S_t}{32\,(CaO)_c}},\ t/t$$

$$K = 0{,}288\,(m + c) + 0{,}04\ t/t$$

cu m și c determinate anterior.

Modelul matematic cuprinde, deci, ecuații mai complexe comparativ cu varianta funcționării furnalului cu o încărcătură : aglomerat — cocs, deoarece este totdeauna necesară o cantitate de calcar, c, deci în model există întotdeauna o ecuație : $c = f(m)$.

Determinarea modelului matematic al unei încăreături complexe : aglomerat—minereuri— — calcar — cocs

Considerînd o încărcătură mixtă formată din aglomerat și minereuri din sortimentele 1 și 2, se poate determina consumul specific de cocs K și consumul specific de calcar C ca o medie ponderată între valorile : K_a — consumul specific de cocs raportat la aglomeratul din încărcătură ; K_{mi} — consumul specific de cocs la minereurile din încărcătură, respectiv C_a și C_{mi}.

În încărcătura mixtă considerată, ponderile procentuale ale aglomeratului și minereurilor sînt următoarele :

— pentru aglomerat : $\frac{a}{a + m_1 + m_2}$, 100 %

— pentru minereurile i : $\frac{m_i}{a + m_1 + m_2}$, 100 %

Determinînd K și C ca medii ponderate, rezultă :

$$K = \frac{a}{a + m_1 + m_2}\,(K(a) + \frac{m_1}{a + m_1 + m_2}\,K(m_1) + \frac{m_2}{a + m_1 + m_2}\,K(m_2)\ t/t$$

$$C = \frac{a}{a + m_1 + m_2}\,C(a) + \frac{m_1}{a + m_1 + m_2}\,C(m_1) + \frac{m_2}{a + m_1 + m_2}\,C(m_2)$$

Aceste ecuații permit determinarea cu rapiditate a consumurilor specifice de cocs și calcar pentru orice tip de încărcătură a furnalului.

Deoarece cantitățile de aglomerat și minereuri pot varia între niște limite date, se pot determina, pentru diferite combinații, consumurile specifice de cocs tehnic și calcar cu ajutorul nomogramelor din figurile 1—3.

BIBLIOGRAFIE

[1] Suemitsu, H. *Utilizarea încărcăturii formate din 100% aglomerat la furnale.* J.I.S., Luxemburg, 1962.

[2] Dobrovici, D. *Metalurgia fontei.* București, 1966.

[3] Michard, J. *Funcționarea furnalului cu 100% aglomerat în Lorena.* În : Revue de Métallurgie, Franța, nr. 7 — 8, 1971.

[4] Higuchi, M. *Conducerea furnalului cu un consum scăzut de combustibil.* In : Revue de Métallurgie, Franța, nr. 10, 1980.

[5] Katsura, K. *Funcționarea furnalului cu probă de 100% aglomerat.* In : Transaction ISIJ, Japonia, nr. 3, 1982.

[6] Dobrovici, D. *Intensificarea proceselor din furnal.* București, 1983.

[7] Luckers, I., Vidal, R. *Model matematic al reducerii în contracurent a oxizilor de fier conținuți în aglomerat,* In : Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 1, 1977.

Ing. S. P. Niță
Universitatea Galați

CERCETĂRI PRIVIND EXIGENȚELE ACTUALE ÎN EXPRIMAREA BAZICITĂȚII ZGURILOR ȘI EVALUAREA BAZICITĂȚII OXIZILOR DE CROM

CZ : 669.046.58

Cerințele actuale referitoare la exprimarea bazicității zgurilor

În prezent, ca urmare a creșterii rolului zgurilor ca instrument tehnologic în obținerea unor oțeluri de puritate avansată, evaluarea eficienței tratamentelor cu zgură, clasice sau moderne, trebuie efectuată cu o precizie sporită.

Multitudinea obiectivelor urmărite prin aplicarea unor procedee cu participarea zgurilor determină necesitatea caracterizării complexe a acestora prin caracteristici fizico-chimice și diverși alți indicatori, dintre care cei care se referă la bazicitatea zgurilor sînt indispensabili.

Aceștia din urmă trebuie să îndeplinească o serie de cerințe, de înalt nivel calitativ și cantitativ, cum ar fi :

— să aibă o consistentă fundamentare științifică, pe măsura progresului realizat în diferite domenii ale disciplinelor fundamentale;

— să aibă un larg caracter de generalitate, adică să prezinte o bună stabilitate a relației de definire într-o gamă cît mai extinsă de concentrații ale compozițiilor sistemelor oxidice, la care se referă, și să fie independenți de prezența sau absența unor componenți din zgură;

— să fie calculabili prin expresii cît mai simple, reflectînd fundamentarea științifică la care se face apel, folosind totuși date ușor accesibile, din categoria celor ușor determinabile cu mijloacele actuale din laboratoarele uzinelor;

— să aibă o scală numerică sugestivă, pe baza căreia să se poată evidenția corelații proporționale între valorile indicatorilor de bazicitate și parametrul tehnologic influențat de aceștia.

Analiza critică a modalităților clasice de exprimare a bazicității zgurilor

Pînă în prezent, cele mai folosite modalități de exprimare a bazicității zgurilor sînt :

— **indicii de bazicitate** calculați ca rapoarte între sumele concentrațiilor oxizilor bazici și ale celor acizi ; în expresiile indicilor de bazicitate cei mai apreciați ca reflectînd influența corectă a diverșilor componenți asupra bazicității (tab. 1) sînt termenii care corespund diverșilor componenți oxidici care conțin coeficienți și care au scopul de a exprima, în ansamblu, ponderea acestora în suma concentrațiilor oxizilor bazici, și respectiv ale celor acizi, ținînd seamă de necesitatea de a lua în considerare neechivalența oxizilor bazici și acizi, între ei;

— **excesul de baze** calculat din compoziția chimică a zgurii pe baza unor sume algebrice ; relațiile propuse diferă în funcție de condiții. De exemplu, în raport cu desulfurarea se propun următoarele expresii derivate din structura ionică a zgurii [1], [2] :

— în condiții oxidante :

$$EB = n_{CaO} + n_{MgO} + n_{FeO} + n_{MnO} + \ldots - 2n_{SiO_2} - 3n_{Al_2O_3} - 3n_{P_2O_5} - n_{Fe_2O_3}$$

— în condiții reducătoare :

$$EV = n_{CaO} + 2/3n_{MgO} - n_{SiO_2} - n_{Al_2O_3}$$

În aceste expresii s-au folosit notațiile : EB — excesul de baze apreciat prin cantitatea de anioni liberi de O^{2-}, existenți în 100 g zgură ;

n — numărul molilor de oxid $E_x O_y$ existenți în 100 g zgură.

Cele două modalități de exprimare a bazicității zgurilor deși au forme și fundamente diferite și deși sînt mult folosite în practică, precum și în cercetare, prezintă principial aceleași deficiențe majore :

— presupun încadrarea oxizilor în două categorii : oxizi bazici și oxizi acizi, după principii care, deși sînt corecte în chimia silicaților solizi, nu au o aplicabilitate deplină în domeniul zgurilor metalurgice lichide, pentru că nu oglindesc în nici un fel interacțiunile complexe între particulele din zgura lichidă ;

— nu conțin aspecte cantitative, justificate științific, referitoare la eșalonarea oxizilor bazici între ei, și, similar, la eșalonarea oxizilor acizi ;

— nu rezolvă satisfăcător problema estimării comportamentului amfoter al unor oxizi, în funcție de compoziția chimică a zgurii.

Ca o exemplificare a deficiențelor semnalate în tabelul 1 se prezintă o analiză a capacității unor relații larg acceptate pe plan internațional, și anume de a exprima bazicitatea zgurii prin indici de bazicitate.

Tabelul 1

Comparația dintre valorile unor indici de bazicitate ai zgurilor

Referința bibliografică	Relația de definire a indicelui de bazicitate propus	Valoarea indicelui la compoziția chimică precizată		
		1	2	3
		C = 55 % M = 5 % A = 35 % S = 5 %	C = 55 % M = 5 % A = 40 % S = 0 %	C = 55 % M = 5 % A = 5 % S = 35 %
[3]	$\frac{\%(CaO)+\%(MgO)}{\%(SiO_2)+0{,}6\%(Al_2O_3)\left[\frac{\%(CaO)\%(MgO)}{\%(SiO_2)}-1{,}19\right]}$	0,25	Nu se poate calcula	1,64
[4]	$\frac{\%(CaO)+\alpha\%(MgO)+2\%(MnO)}{\%(SiO_2)+0{,}6\%(AlO_3)\left[\frac{\%(CaO)+\%(MgO)}{\%(SiO_2)}-1{,}19\right]}$ $\alpha=\frac{1{,}84\%(SiO_2)-0{,}9\%(CaO)}{\%(SiO_2)-0{,}9\%(MgO)}$	0,146	Nu se poate calcula	1,552
[5]	$\frac{\%(CaO)+0{,}7\%(MgO)}{0{,}94\%(SiO_2)+0{,}18\%(Al_2O_3)}$	5,318	8,125	1,73

C = CaO ; M = MgO ; A = Al_2O_3 ; S = SiO_2

S-a ales ca domeniu de compoziție a zgurilor, cel care intervine în unele procese de rafinare, în special în cele de desulfurare a oțelului sub zgura din sistemul cuaternar CaO — MgO — $-Al_2O_3-SiO_2$, mult folosit în practica industrială.

Relațiile de definire a indicilor de bazicitate, propuse de Chou-Juan-Hsi [3] și Kulikov, I. S. [4], nu pot fi aplicate în sisteme lipsite de SiO_2, iar indicele de bazicitate scade valoric o dată cu creșterea proporției de oxizi bazici, ceea ce produce confuzii.

Relația propusă de Kalyanram, M. R. [5] dă valori care oglindesc sensibil influența compoziției chimice a zgurii, putînd fi aplicată și în cazul absenței SiO_2 din zgură. Dar, așa cum rezultă din tabelul 1, nu reflectă eficient schimbările în bazicitatea zgurii, în domeniul trecerii acesteia de la sistemul $CaO-MgO-Al_2O_3-SiO_2$ (cu puțin SiO_2) la sistemul $CaO-MgO-Al_2O_3$. În acest caz, relația lui Kalyanram, M. R. prezice o creștere exagerată a valorii indicelui de bazicitate, în comparație cu influența efectivă pe care o are creșterea respectivă de bazicitate asupra vreunui indicator tehnologic referitor la desulfurare.

Relațiile care dau bazicitatea zgurii prin excesul de baze au, pe lîngă deficiențele comune semnalate, și pe aceea că opțiunea trecerii de la o expresie la alta trebuie luată pe baza aprecierii exacte a categoriei de zgură oxidantă sau reducătoare, ceea ce necesită folosirea unui nou indicator care să faciliteze această decizie.

Ca o remarcă generală, se poate menționa faptul că toate modalitățile de exprimare a bazicității zgurii, semnalate pînă în prezent, consideră că bazicitatea acesteia este independentă de temperatură, ceea ce nu reflectă realitatea, pentru că în zgură se produc reacții de polimerizare și depolimerizare a anionilor complecși.

Conceptul de bazicitate optică a zgurii

Duffy, J. A și Ingram, M.D. [6], folosind date din măsurători spectroscopice, privind intensitatea absorbției în gama de ultraviolete, care are loc în sticle, atunci cînd se introduc „ioni probă" ca : Tl^+, Pb^{2+}, Bi^{3+}, propun conceptul de bazicitate optică a oxizilor (Λ_{oxid}).

Cercetările respective sînt bazate pe efectul denumit „nefelauxetic" cunoscut în spectroscopia substanțelor anorganice, cercetat și explicat pe larg de către Jorgansen, C. K. [7]. Acest efect constă în expansiunea orbitalului exterior (6 s) a „ionilor probă", produsă la cedarea de electroni către oxigen, acestui proces fiindu-i atribuită reducerea drastică a frecvenței de absorbție în ultraviolet.

Cum după Lewis, N. G. [8], în conceptele sale de bază ale teoriei acido-bazice, consideră că cedarea de electroni semnifică tendința de

bazicitate, s-a putut da o scară numerică conceptului de bazicitate pentru oxizi, bazat pe ideea de bazicitate optică.

Folosind Pb^{2+} ca „ion probă", bazicitatea optică, în sensul menționat, a unui oxid poate fi pusă în relație cu electronegativitatea cationilor din oxizi x (electronegativitatea pe scara Pauling), prin relația :

$$\lambda_{oxid} = \frac{0{,}74}{x - 0{,}26} \qquad (1)$$

Pe baza bazicității optice a oxizilor și a fracțiilor echivalente de cationi prezenți în zgură X_i, pentru o zgură cu n componenți oxidici cu bazicitate optică λ_i, cunoscută, bazicitatea optică a zgurii devine o mărime calculabilă, folosind relația :

$$\lambda_{zgură} = \sum_{i=1}^{n} \lambda_i X_i \qquad (2)$$

Pe această bază, folosind masele moleculare ale oxizilor, cu valorile :

$$M_{CaO} = 56{,}08\ ;\ M_{MgO} = 40{,}32\ ;\ M_{Al_2O_3} = 101{,}94\ ;\ M_{SiO_2} = 60{,}06$$

s-a determinat [9], pentru sistemul $CaO-MgO-Al_2O_3-SiO_2$, următoarea relație de calcul a bazicității optice a zgurii :

$$\lambda_{zgură} = \frac{1{,}783(\%CaO) + 1{,}952(\%MgO) + 1{,}756(\%Al_2O_3) + 1{,}598(\%SiO_2)}{1{,}783(\%CaO) + 2{,}48(\%MgO) + 2{,}943(\%Al_2O_3) + 3{,}33\ (\%SiO_2)} \qquad (3)$$

unde : $(\%E_xO_y)$ reprezintă concentrația în zgură a oxizilor respectivi, în procente de masă.

Exemplificarea cu relația (3) arată că, pe baza conceptului de bazicitate optică a oxizilor, bazicitatea zgurii devine o mărime ușor calculabilă răspunzînd cel puțin satisfăcător principalelor exigențe formulate în paragraful 1 al acestei lucrări.

Contribuții la extinderea aplicabilității modalității de exprimare a bazicității zgurilor pe baza conceptului de bazicitate optică a oxizilor

Conceptul de bazicitate optică, derivînd din mărimi măsurabile experimental prin măsurători spectroscopice în ultraviolet, face inaplicabilă tehnica respectivă pentru determinarea bazicității optice a oxizilor metalelor de tranziție, deoarece aceștia sînt opaci și, în consecință, nici bazicitatea optică a zgurilor opace, conținînd acești oxizi, nu poate fi estimată pe calea menționată.

Există preocupări pentru determinarea unei bazicități optice aparente λ_a, atît experimental cît și pe căi indirecte [10], [11].

Astfel, din corelarea mărimii capacității de asimilare a sulfurilor în zgură (C_s) [11], cu bazicitatea zgurii s-a determinat, indirect, mărimea λ_a pentru unii oxizi ca : FeO, MnO, TiO_2 [11], contribuție valoroasă pentru aprecierea bazicității zgurilor desulfurante și, în special, pentru exprimarea cantitativă a influenței oxizilor menționați asupra mărimii C_s.

Analiza unei eventuale corelații între bazicitățile efective λ_a, aparent optice, determinate astfel pentru oxizii metalelor de tranziție și electronegativitatea elementului pe treapta de oxidare respectivă, nu este confirmată.

O corelație evidentă prezintă, în general, bazicitatea optică a oxizilor, inclusiv cea a metalelor de tranziție, cu atracția față de oxigen I_0 și mai sugestiv cu inversul acestei mărimi I_0^{-1} (luînd în sistemul c.g.s. $4\pi\varepsilon_0 \simeq 1$) :

$$I_0 = \frac{2Z_+}{(r_+ + 1{,}4)^2} \qquad (4)$$

unde :

Z_+ este sarcina cationului ;

r_+ — raza ionică a cationului ;

1,4A — raza ionică a anionului O^{2-}.

Corelația $\lambda_a = f(I_0^{-1})$, redată în figura 1 pentru cîțiva oxizi, nu este întîmplătoare. O analiză efectuată în lucrarea [9] arată că polarizarea electronică este activată în domeniul

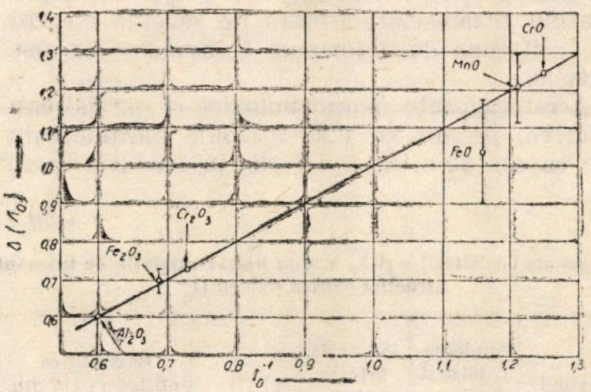


Fig. 1. Dependența bazicității optice a unor oxizi amfoteri și bazici de inversul atracției pentru oxigen a cationilor respectivi

optic (vizibil — ultraviolet) deoarece frecvența proprie de absorbție pentru electronii paturilor exterioare este situată în acest domeniu.

La aceste frecvențe, celelalte mecanisme de polarizare sînt inhibate datorită inerției particulelor (pentru partea ionică și dipolară), precum și din cauza mobilității reduse a purtătorilor de sarcină (pentru partea interfacială) [12].

Desigur că dispersia corespunzătoare polarizării electronice are o structură mai complicată datorită contribuţiilor separate ale electronilor de valenţă şi a celor legaţi.

În sensul menţionat, bazicitatea optică, atribuită oxizilor pe baza spectrului de absorbţie în ultraviolet a ionilor probă, reprezintă o măsură a polarizabilităţii acestora, adică o măsură a deformării sistemului de sarcini, iar bazicitatea efectivă, aparent optică, λ_a, referitoare la oxizii metalelor de tranziţie, reflectă, cel puţin parţial, procese similare, cuantificate indirect prin metoda descrisă [11].

Aceste aspecte sînt conţinute în relaţia de definire a parametrului I_0, respectiv I_0^{-1}:

$$I_0^{-1} = \frac{e^2}{F} = \frac{e \cdot x}{F} \cdot \frac{e}{x} \qquad (5)$$

unde :

e este sarcina electronului ;

F — forţa coulumbiană între anionul O^{2-} şi cationul respectiv în oxid, considerată ca forţă internă [13] ;

x — deplasarea electronului sub acţiunea forţei interne, în condiţiile polarizării electronice (deplasarea relativă a centrului sarcinilor negative faţă de cel al sarcinilor pozitive la constituirea configuraţiei de echilibru între ioni).

Termenul $\alpha = e \cdot x/F$ reprezintă polarizabilitatea electronică cu dimensiuni de volum [12], [13], iar $\beta = e/x$ poate fi asimilat cu o constantă specifică a oxidului respectiv, reprezentînd o densitate liniară de sarcină electronică, în zona de deformare a învelişurilor electronice.

Aceste aspecte fenomenologice şi parţial cantitative, permit să i se atribuie parametrului I_0^{-1} capacitatea de a descrie, în măsură acceptabilă, procese de polarizare electronică în unii oxizi ai metalelor de tranziţie şi să se afirme că excelenta coincidenţă numerică între valorile lui I_0^{-1} şi λ_a pentru MnO, FeO, Fe_2O_3, Al_2O_3 (tab. 2) nu este întîmplătoare.

Tabelul 2

Valori ale bazicităţii λ şi λ_a a unor oxizi ; corelaţia cu inversul atracţiei pentru oxigen (I_0^{-1})

Oxidul	Ponderea legăturii ionice, %	Atracţia faţă de oxigen, I_0	(I_0^{-1})	Bazicitatea optică a oxidului λ sau λ_a (*)
Al_2O_3	63,21	1,662	0,60	0,5968 [6]
Fe_2O_3	51,45	1,442	0,69	0,70 [11$_0$]
Cr_2O_3	59,44	1,374	0,72	0,72
FeO	56,71	0,857	1,167	1,03 [11]
MnO	66,8	0,826	1,21	1,21 [11]
CrO	65,0	0,804	1,243	1,243

Pe această bază s-a realizat figura 1, propunîndu-se pentru alţi oxizi ai metalelor de tranziţie, bazicităţi efective, aparent optice :

$$\left.\begin{aligned} \lambda_{a,CrO} &= 1{,}243 \\ \lambda_{a,Cr_2O_3} &= 0{,}72 \end{aligned}\right\} \qquad (6)$$

acestea putînd fi utile în caracterizarea bazicităţii zgurilor conţinînd oxizi de crom, atunci cînd se cunoaşte echilibrul Cr^{2+}/Cr^{3+}. Ca aplicaţie directă se include aprecierea capacităţii de asimilare a sulfului în zgurile bogate în aceşti oxizi, la elaborarea oţelurilor înalt aliate cu crom, în cuptoare electrice cu arc şi în convertizoare AOD.

Pentru aceasta, trebuie însă cunoscută dependenţa $\lg C = f(\lambda, T)$ pentru sistemul oxidic respectiv.

În cadrul lucrării [9] s-a dedus o astfel de dependenţă valabilă pe domeniul de temperaturi 1773,15 — 1923,15 K şi $\lambda = 0{,}6 - 0{,}8$, cu forma :

$$\lg C_s = \frac{a\lambda - b}{T} + c + k \qquad (7)$$

unde :

a, b, c, k sînt constante ; T — temperatura absolută, K ; λ — bazicitatea optică a zgurii (2).

Concluzii

În condiţiile cerinţelor actuale, exprimarea bazicităţii zgurii pe baza bazicităţii optice a oxizilor, măsurate sau atribuite prin determinări indirecte (bazicitatea efectivă, aparent optică) este un instrument corespunzător cerinţelor formulate.

Se remarcă, în special prezenţa unei scale numerice sugestive şi faptul că bazicitatea zgurii, exprimată pe această cale, nu depinde de prezenţa sau absenţa unor oxizi în zgură şi nu obligă la luarea vreunei decizii în privinţa atribuirii unui anume caracter al oxizilor. Fiecărui oxid îi este atribuită o anume bazicitate optică, ceea ce corespunde realităţii, căci în fiecare oxid există o anumită pondere a legăturii ionice.

Se creează posibilitatea ca anumite mărimi definitorii pentru proprietăţile tehnologice ale zgurilor, cum ar fi capacitatea de asimilare a sulfurilor, să fie corelate cu bazicitatea optică a acestora λ, în forma relaţiilor cu caracter larg de generalitate prognozîndu-se pe această cale, evoluţiile anumitor sisteme : baie metalică-zgură.

Pe bazele menţionate, sînt menţinute valorile bazicităţii optice aparente: $\lambda_{a,CrO} = 1{,}243$ şi $\lambda_{a,Cr_2O_3} = 0{,}72$ cu aplicabilitate în domeniul zgurilor de la elaborarea oţelurilor înalt aliate cu crom.

Autorul mulţumeşte pe această cale prof. dr. ing. Dieter Janke de la Max Plank Institut fur Eisenforschung Germania, pentru discuţiile folositoare şi ajutorul acordat în documentare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Elliot, J. F., Gleiser, M., Ramakrishna, V. *Thermochemistry for Steelmaking*. vol II, Ed. Addison-Westley, Reading/Massachussets, Palo Alto, 1963, p. 600.

[2] Bodswarth, C. *Physical Chemistry of Iron and Steel Manufacture*. Ed. Longmans, Londra, 1963, p. 428–434.

[3] Chou, Y., H. *Freiberg Forschung* H. Reihe B, 15, 1957, p. 18.

[4] Kulikov, J. S. *Stahl*, R.F.G., 1962, p. 417.

[5] Kalyanram, M. R., Mc Farlane, T. A. Bell, H. In: Journal of Iron and Steel Institute, 195, 1960, p. 58.

[6] Duffy, J. A. Jngram, M. D. *Journal of American Ceramists Society*. 93, 1971, p. 6448–6454.

[7] Jorhensen, C. K. *Absorbtion Spectra and Chemical Bonding in Complexex*. Oxford, Pergamon Press, 1962.

[8] Lewis, N. G., Randall, M. *Thermodynamics* New-York, Mc Graw-Hill Book Company, 1961.

[9] Nakamura, T., Ueda, Y., Nogchi, F. *Proceedings of the Second International Symposium „Slag and Fluxes"*. TMS – AIME, p. 1005–1013, Reno, Nevada, 1984.

[10] Bunget, I., Popescu, M. *Fizica dielectricilor solizi*. Ed. Ştiinţifică şi Enciclopedică, 1978.

[11] Murgulescu, I. G., Sahini, V. Em. *Introducere in chimia fizică. vol.* I – 2. *Structura şi proprietăţile moleculelor*. Bucureşti, Ed. Academiei, 1978, p. 125–154.

REVISTA REVISTELOR

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 7, 1990

O generaţie nouă de betoane refractare. Betoane cu conţinut scăzut de ciment, mase refractare tixotropice turnate prin vibraţii, p. 1 – Cercetarea rezistenţei la rupere la temperaturi înalte a betonului din dioxid de zirconiu întărit prin hidratare, p. 11 – Posibilităţi de rafinare prin filtrare a metalelor şi cerinţele faţă de elementele refractare de filtrare, p. 13 – Formarea mulitului şi proprietăţile acestuia, p. 19 – Sinteza şi rezistenţa la coroziune a refractarelor topite cu conţinut ridicat de crom din sistemul Cr_2O_3 – MgO – Al_2O_3, p. 24 – Utilizarea modelării fizico-chimice la analiza capacităţii de carburare a refractarelor topite, p. 28 – Studierea procesului electrostimulator de filtrare prin ţesătură, p. 31 – Metodă de determinare a ponderii masice a oxidului de aluminiu în materia primă cu silicat de aluminiu pe aparatul BARS–3L, p. 33 – Cărămizi magneziene de generaţie nouă, p. 34 – Producţia de cărămizi din mulit şi silice pentru cuptoarele de prăjire a anozilor din industria de aluminiu, p. 36 – Indicii de calitate a grătarului pentru umplutură de la schimbătorul recuperator de căldură, p. 38 – Reconstrucţia zonei de uscare a căptuşelilor termoizolatoare la Combinatul metalurgic Magnitogorsk, p. 44 – Cărămizi noi pentru cuptoarele electrice cu arc, p. 47 – Utilizarea de topituri noi de paharedozatoare la distribuitoarele maşinilor de turnare continuă a semifabricatelor, p. 50 – Utilizarea betonului refractar la căptuşirea maselotierelor lingotierelor pentru lingourile de 24 t, p. 52 – Experienţa căptuşirii vagoneţilor la cuptoarele tunel, p. 56 – Torcretarea agregatelor metalurgice, p. 60.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 6, 1990

Bazele ştiinţifice ale elaborării încărcăturii de cărbune pentru cocsificare, p. 8 – Utilizarea concasoarelor cu disc la mărunţirea cărbunilor înaintea cocsificării, p. 10 – Brichetarea încărcăturilor de cărbune înaintea cocsificării şi perspectivele îmbunătăţirii acesteia, p. 12 – Unele direcţii ale utilizării electrotermiei în tehnologia de prelucrare a cărbunilor p. 14 – Bazele teoretice ale tehnologiei de cocsificare continuă în straturi, p. 17 – Rezultatele cercetărilor experimentale şi teoretice ale procesului de formare a structurii moleculare şi supramoleculare a cocsului, p. 20 – Pregătirea termică a încărcăturii de cărbune ca procedeu de extindere a bazei de materii prime de cocsificare şi îmbunătăţire a calităţii cocsului, p. 22 – Tehnologia de fabricaţie a cocsului din încărcături bătătorite, p. 24 – Agregate de cocsificare – prezent şi viitor, p. 26 – Model experimental de cocsificare continuă în straturi, p. 28 – Cercetarea gudronului de huilă ca un sistem fizico-chimic, p. 37 – Căi de creştere a eficienţei de îmbogăţire a cărbunilor pentru cocsificare, p. 44 – Metode noi de estimare a capacităţii de aglutinare a cărbunilor, p. 45 – Metode de estimare complexă a proprietăţilor cocsului drept combustibil pentru furnal, 48 – Creşterea eficienţei de fabricaţie a brichetelor de cocs, p. 51 – Organizarea muncii şi conducerea în industria cocsochimică, p. 53 – Politica formării preţurilor în industria cocsochimică, p. 55 – Problemele ecologice ale industriei cocsochimice şi căile de soluţionare a acestora, p. 58 – Încărcarea fără fum a bateriilor de cocsificare şi scoaterea fără praf a cocsului, p. 61.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 7, 1990

Platformă mecanizată pentru deservirea aparatelor de la gurile de vînt, p. 34 – Instalaţie industrial-experimentală pentru retopire sub vid, cu doi electrozi, p. 35 – Algoritmizarea procesului de dezoxidare, p. 36 – Mecanizarea tăierii şi aşezării tablei laminate cu gabarit mic, p. 37 – Defectoscop cu curenţi turbionari, p. 38 – Utilizarea analizorului automat de gaze MH5106 la cuptoarele de încălzire şi Martin, p. 39 – Perfecţionarea tehnologiei de recoacere a tablei subţiri în cuptoare cu clopot p. 40.

Dr. ing. C. Ionescu,
ing. C. Vaida şi
ing. Al. Constantin
ICEM

COMPORTAREA OŢELULUI 20VMoCr120 ÎN DIVERSE FAZE DE PRELUCRARE LA CALD ŞI LA RECE DESTINAT FABRICĂRII ŢEVILOR PENTRU CAZANE ENERGETICE

CZ : 669—462 : 621.181

Componentele tubulare din cazanele energetice de mare capacitate, care funcţionează la temperaturi de pînă la 630°C şi presiunea aburului pînă la cca 300 atmosfere, trebuie să prezinte o funcţionare sigură pe o perioadă îndelungată. Experienţa industrială de fabricare a ţevilor, de punere în operă şi de exploatare au arătat că utilizarea oţelurilor cu 12% Cr, aliate cu molibden, este eficientă. Se cunosc peste 30 de mărci de oţeluri aliate cu 12% Cr şi molibden, fabricate de diferite firme din Europa, S.U.A., Japonia, a căror compoziţie chimică diferă de la o firmă la alta.

Marca de oţel 20VMoCr 120, de fabricaţie românească, este echivalentă din punctul de vedere al compoziţiei chimice, al caracteristicilor fizico-mecanice şi al comportării în exploatare, cu unele mărci de oţeluri fabricate de firme din Europa şi Japonia (X20CrMo V12.1 — DIN 17175/1979 — W 1.4922 Mannesmann—R.F.G.; HT91—Sandvic—Suedia; Esshet — CRM 12 — BS 3059/1970 — British Steel Corp.—Anglia; Fluginox 61 — W 1.4922 Ugine Aciers — Franţa; 12Cr1,5 Mo1NiV Japan Steel Works LTD—Japonia). În S.U.A. se fabrică Linco (Lapelloy) după ASTM A565—74 şi altele.

Compoziţia chimică şi caracteristicile fizico-mecanice ale oţelului 20 VMoCr 120 şi ale mărcilor echivalente

Compoziţia chimică

Compoziţia chimică variază în limite foarte strînse de la firmă la firmă. Compoziţia chimică a oţelului X20CrMoV12.1 este reprezentată în tabelul 1.

Pentru un randament corespunzător la fabricarea ţevilor din oţelul respectiv, precum şi pentru asigurarea proprietăţilor de utilizare la punerea în operă şi în exploatare, unele firme selecţionează încărcătura şarjei de oţel, aplică procedee speciale de elaborare şi tratare a oţelului, în scopul limitării elementelor reziduale, după cum urmează: P $\leqslant$ 0,020%; S $\leqslant$ $\leqslant$ 0,010%; Cu $\leqslant$0,015%; Ti $\leqslant$0,020%; Sn $\leqslant$ $\leqslant$0,025%; Nb $\leqslant$0,020%; W $\leqslant$0,10%. Alte firme adaugă wolfram pînă la 1,25%. Pentru unele elemente se prescriu şi limite inferioare pentru conferirea unor proprietăţi specifice (Al = 0,005 — 0,020% şi N = 0,020—0,070%). Cu rezultate satisfăcătoare se folosesc şi alte compoziţii chimice, în funcţie de: regimul de lucru al agregatelor energetice; principiul constructiv; locul de amplasare în agregatul energetic; condiţiile de exploatare, de solicitare etc.

Semifabricatele se livrează în stare recoaptă cu duritatea de max. 250 *HB*.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a oţelului X20CrMoV12.1

Marca de oţel	Norma	Compoziţia chimică, %								
		C	Si	Mn	P max.	S max.	Cr	Mo	Ni	V
20VMoCr120	TAS 8184/88	0,17—0,23	0,10—0,50	0,30—0,80	0,030	0,030	10,00—12,50	0,80—1,20	0,30—0,80	0,25—0,35
X20CrMoV12.1	DIN17175/79 (W.1.4922)	0,17—0,23	0,10—0,50	1,00	0,030	0,030	10,00—12,50	0,80—1,20	0,30—1,80	0,25—0,35

Tabelul 2

Valorile caracteristice ale oţelului studiat

Calitatea oţelului		Rezistenţa la rupere, R_m, N/mm²	Limita de curgere, $Rp_{0.2}$, N/mm²	Alungirea longitudinală, min. (L_o=5 da), %
Marca	norma			
20VMoCr120 STAS 8184/1988 X20CrMoV12.1 (W 1.4922)		690—840	min. 490	min. 17

Tabelul 3

Valorile minime ale limitei de curgere $R_{p0,2}$ a oțelului studiat

Calitatea oțelului		Limita de curgere de 0,2% la temperaturile indicate, N/mm², min.								
Marca	norma	200°C	250°C	300°C	350°C	400°C	450°C	500°C	550°C	600°C
20VMoCr120	STAS 8184/88	430	415	390	380	360	330	290	250	195*
X20CrMoV12—1	W 1.4922	430	415	390	380	360	330	290	250	—

* Valoarea medie determinată pe șarjă industrială

Tabelul 4

Caracteristicile de conductivitate termică pentru marca de oțel studiată după datele firmelor fabricante

Materialul / Temperatura, °C	Mannesmann, W 1.4922	Sandvik, HT91	British Steel Corp., CRM12
	conductivitatea, W/m.k		
20	23,3	29	24,4
50	—	—	—
100	24,3	29	—
200	24,3	—	24,9
300	25	29	—
400	25,6	—	26,1
500	25,6	29	—
600	26,2	—	26,1
700	—	29	—

Tabelul 5

Coeficienții de dilatare liniară pentru unele mărci reprezentative, echivalente cu oțeluri cu 12 % Cr

Materialul / Temperatura, °C	Mannesmann, W 1.4922	Sandvik, HT91	British Steel Corp., CRM 12
	coeficientul de dilatare liniară, C × 10		
20—100	10,8	10,5	—
200	11,3	11,0	11,1
300	11,6	11,5	—
400	11,9	12,0	12,0
500	12,1	12,0	—
600	12,3	12,5	12,6
700	—	12,5	—
800	—	—	13,1

Caracteristicile fizico-mecanice

În tabelul 2 sînt prezentate valorile caracteristicilor mecanice prevăzute de unele norme.

În tabelul 3 sînt redate valorile minime ale limitei de curgere ($R_{p_{0,2}}$) la temperaturi ridicate.

În tabelul 4 sînt prezentate caracteristicile de conductivitate termică pentru marca de oțel după datele firmelor care fabrică țevi din oțelurile respective.

În tabelul 5 sînt prezentați coeficienții de dilatare liniară pentru mărci reprezentative, echivalente cu oțeluri cu 12%Cr.

Comportarea la răcire a oțelului 20VMoCr120

Transformările care au loc la răcirea continuă de la temperatura finală de deformare plastică la cald, controlată, sau de la temperatura de încălzire pentru tratament termic (1050°C) sînt prezentate în figura 1.

Punctele critice de transformare a oțelului sînt: A_{c1}: 780°C; A_{c3}: 880°C; M_s: 270°C; M_f: 20°C.

Analizînd diagrama respectivă, întocmită în condițiile de încălzire a probelor la temperatura de austenitizare de 1 050°C, timp de 20 min, rezultă că, deși austenita răcită continuu între 1050°C și M_s (270°C) prezintă o stabilitate mare, în intervalul de temperatură de 880—650°C se separă carburi la limita grăunților (fig. 2). Rețeaua de carburi este formată în funcție de viteza de răcire. La viteze mari de răcire rețeaua este discontinuă (fig. 2, *a*), iar la viteze de răcire din ce în ce mai mici rețeaua devine aproape continuă (fig. 2, *a—c*). Această rețea influențează negativ comportarea materialului la prelucrările ulterioare. La o viteză de răcire mai mare de 500°C/min se evită complet separarea precipitatelor la limita grăunților și se formează în totalitate martensită (fig. 2, *d*), cu duritatea de cca 570 *HV* 10.

Din analiza diagramei respective și a rezultatelor experimentale rezultă că la o viteză de răcire mai mare de cca 500°C/min, în intervalul cuprins între temperatura de prelucrare la cald și 650°C, carburile nu se mai separă pe limitele grăunților, austenita transformîndu-se total în martensită.

Pentru a se evita intersectarea curbei de răcire în aer, cu linia punctată din figura 1, care marchează începutul separării carburilor

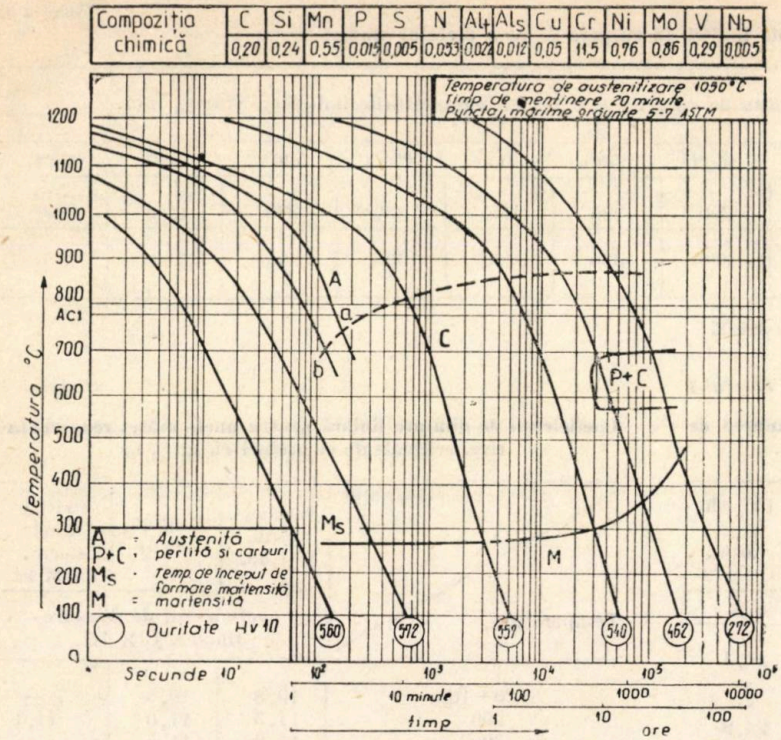
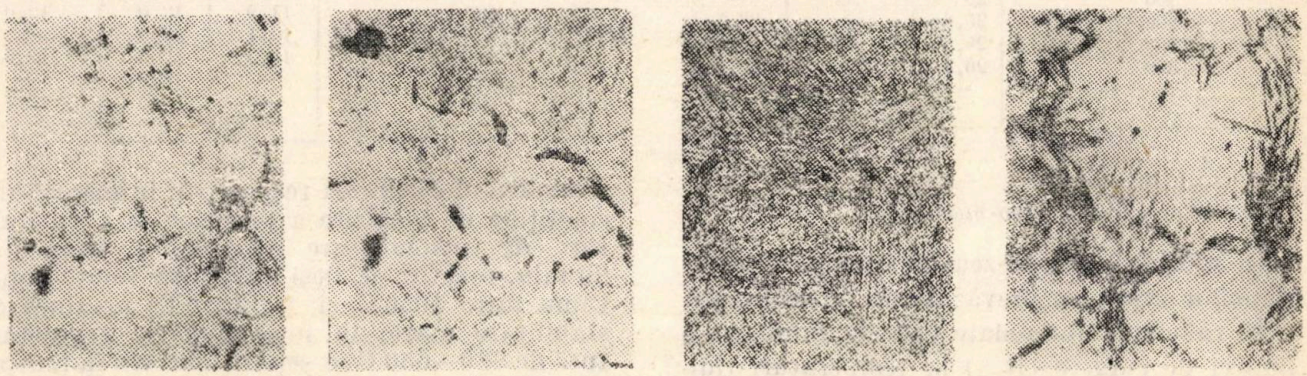


Fig. 1. Diagrama de transformare la răcirea continuă a oțelului 20VMoCr120



a *b* *c* *d*

Fig. 2. Carburi complexe precipitate la limita grăunților, în funcție de viteza de răcire între 1 150 și 650°C: *a* — viteza de răcire: cca 200°C/min; atac vilella; × 500; *b* — viteza de răcire: cca 120°C/min; atac vilella; × 500; *c* — viteza de răcire: cca 50°C/min; atac vilella; × 500; *d* — viteza de răcire: cca 500°C/min; atac vilella; × 500

pe limitele de grăunți, timpul în care materialul urmează să ajungă sub 700°C trebuie să fie mai mic de 100 s.

Experimentările au arătat că, suprapunînd curbele de răcire în aer a unor țevi cu Ø 57 × × 7 mm în care sfîrșitul deformării plastice la cald are loc la 1180°C, timpul de răcire pînă la 700°C este de cca 180 s. Curba de răcire intersectează în punctul *a* (fig. 1) curba de început de formare a carburilor pe limitele grăunților (fig. 2). Cînd temperatura sfîrșitului de deformare este de 1 150°C, timpul de răcire a produsului, la aceleași dimensiuni, pînă la 700°C este de cca 120 s, iar curba de răcire a produsului intersectează foarte puțin din curba de separare a carburilor pe limita grăunților (punctul *b*, fig. 1). În condițiile în care temperatura sfîrșitului deformării este de 1 120°C, timpul este de cca 90 s, de la 1 090°C timpul este de cca 60 s, iar curba de răcire nu mai intersectează curba de separare a carburilor, la limita grăunților obținîndu-se o structură omogenă (fig. 2, *d*).

Practic, este suficient ca după deformarea la cald, prin laminare sau extruziune, țevile cu peretele de max. 8 mm de orice dimensiune să fie în mișcare pe transportoarele cu role sau pe paturile de răcire timp de 2—3 min pentru creșterea vitezei de răcire în aer pînă la temperatura de 650°C, după care se formează lotul pentru tratamentul termic interfazic prescris.

Se impune ca imediat structura martensitică, rezultată cu puține precipitate la limitele grăunților, avînd o duritate de cca 560 *HV*, să fie tratată termic pentru o duritate

de 205—250 *HB* pentru evitarea tensiunilor structurale și, cînd se obține cel mai bun complex de proprietăți pentru conservarea integrității produselor în timp, să se treacă la punerea în operă prin sudură sau la prelucrarea mecanică, precum și la prelucrarea la rece prin deformare și utilizarea în instalații termoenergetice. Unele produse care nu sînt tratate imediat pentru înmuiere fisurează (fig. 3) la intervalul de timp de cca 8—12 ore, în funcție de tensiunile structurale rezultate la transformare.

În condițiile în care după deformarea la cald a rezultat o structură cu precipitate grosolane dispuse în rețea pe limitele grăunților, mate-

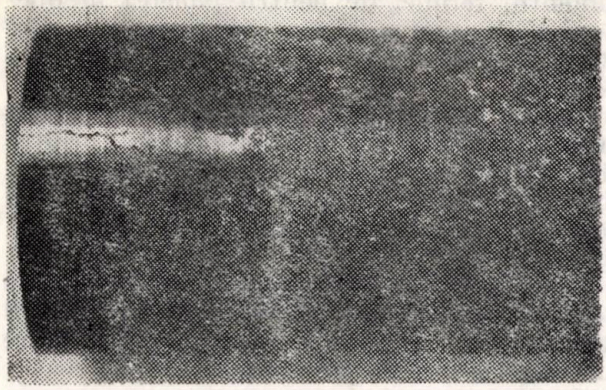


Fig. 3. Fisuri longitudinale intergranulare pe fond martensitic cu rețea de carburi (eboșă de Ø 57 × 7,5 mm, cojită, din oțel W 1.4922); 1 : 1

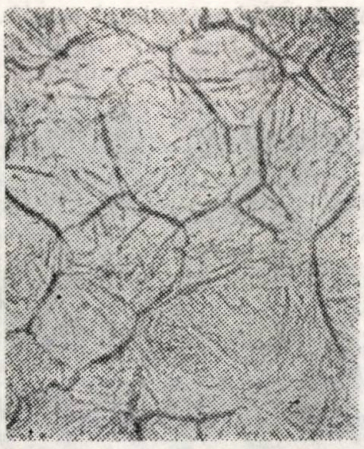
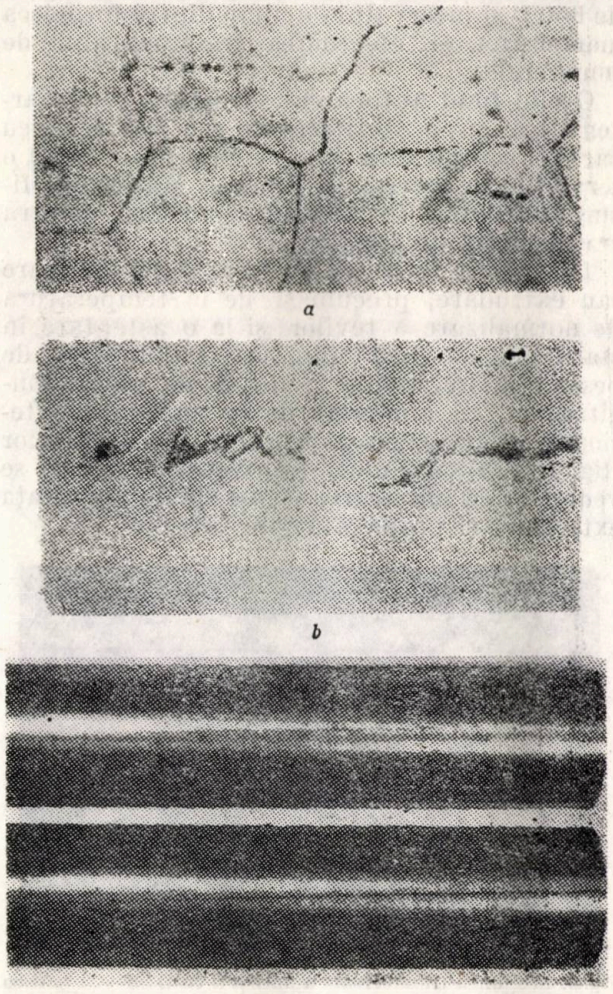


Fig. 4. Structură cu carburi în rețea continuă formată la încălzirea între 780 și 800°C la tratamentul de înmuire sau de revenire înaltă urmată de o răcire lentă (Ac_1 = 780°C); atac vilella; × 500

rialul se supune unui tratament de normalizare pentru corectarea structurii cu încălzire la 1 050°C, răcire în aer și revenire înaltă pînă la max. 780°C.

Precipitatele grosolane de carburi complexe pe limitele grăunților apar și în procesul de „revenire înaltă" pentru înmuiere, atunci cînd se depășește temperatura de 780°C (fig. 4).

Condițiile de formare a structurilor pe produse cu diverse dimensiuni din oțelul 20VMoCr 120, cu sau fără formarea precipitatelor pe limitele de grăunți, la viteze de răcire diferite,



a

b

c

Fig. 5. Structură cu precipitate în rețea, deformaăt la rece, fisurată: *a* — rețea continuă de carburi; atac cu acid oxalic; × 500; *b* — fisuri apărute la deformarea la rece pe limitele grăunților pe rețea de carburi complexe; neatacat; × 200; *c* — fisuri longitudinale apărute la deformarea plastică la rece; neatacat; 1 : 2

de la diverse temperaturi de deformare plastică sau tratament termic pînă la 650°C și mai jos, precum și modificările structurale la revenirea înaltă și corectarea structurilor necorespunzătoare prin tratamentul termic de normalizare și revenire înaltă au fost confirmate prin simulare în laborator.

Produsele din oțel 20VMoCr120, ale căror structuri conțin carburi complexe aglomerate

pe limitele grăunţilor fisurează la prelucrarea prin deformare la rece (fig. 5).

În concluzie, pentru obţinerea unei structuri omogene fără precipitate grosolane pe limita grăunţilor şi pentru evitarea fisurării, trebuie să se aibă în vedere ca prelucrarea la cald să se desfăşoare în parametri controlaţi (nivelul temperaturii de încălzire, viteza de răcire în intervalul de temperaturi mai mari de 650°C şi intervalul de timp dintre formarea martensitei şi efectuarea tratamentului de înmuiere).

Oţelul fiind autocălibil, structura este martensitică cu o duritate de cca 570 *HV*, cu carburi complexe la limitele grăunţilor şi cu o sensibilitate mărită la fisurare. Materialul fisurează chiar în timpul aşteptării pentru tratamentul de înmuiere.

La o răcire forţată a eboşelor după laminare sau extrudare, precum şi de la temperatura de normalizare a ţevilor şi la o aşteptare în stare martensitică timp mai îndelungat, de peste opt ore, ţevile fisurează de obicei longitudinal, cu amorsare de la suprafaţa exterioară şi propagarea fisurilor către interior (fig. 6). În secţiunea transversală (fig. 6) se vede clar că amorsarea a fost de la suprafaţa exterioară şi propagată spre interior.

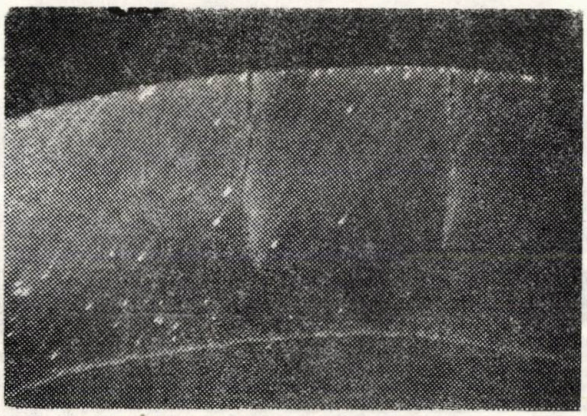


Fig. 6. Secţiunea transversală a unei ţevi cu Ø 38 × 4 mm cu fisuri longitudinale, iniţiate de la exterior şi dezvoltate spre interior, orientate perpendicular pe suprafaţă ; ×11

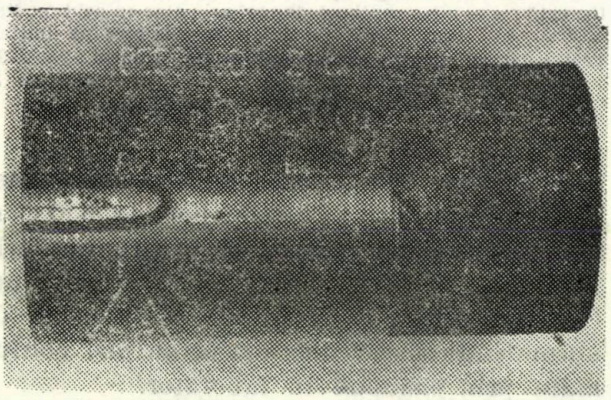


Fig. 7. Fisuri longitudinale pe ţevi Ø 38 + 4 mm, respinse la controlul ultrasonic, strunjite la exterior pe o adîncime de 0,25 mm (fisuri adînci de 0,4 mm — oţel W 1.4922) ; 1 : 1

Din analizele efectuate pe mai multe loturi experimentale, a rezultat că toate ţevile cu fisurile longitudinale amorsate de la suprafaţa exterioară (fig. 6—7) sînt legate de viteza de răcire prea mare (sub 650°C) şi de timpul de aşteptare îndelungat ca efect al suprapunerii tensiunilor termice de la răcire pe tensiunile structurale, în urma variaţiei volumului la transformarea austenitei în martensită.

Comportarea la încălzire a ţevilor din oţel 20 VMoCr 120

Experimental, s-a constatat că, în timpul fabricării ţevilor şi în timpul diverselor procese de încălzire cu viteze diferite fie pentru tratamentul termic, fie pentru punerea în operă sau în timpul utilizării, ţevile din oţel 20VMoCr120 au o mare sensibilitate la fisurare.

Analiza cauzelor care duc la fisurarea ţevilor în timpul fabricării a scos în evidenţă, printre altele, faptul că microfisurile preexistente, incluziunile nemetalice şi vitezele mari de încălzire au pondere mare în determinarea apariţiei fisurilor.

Pentru evitarea fisurării ţevilor în diverse faze de fabricaţie trebuie să fie urmăriţi factorii care măresc sensibilitatea materialului la fisurare în diversele faze de procesare.

Microfisurile preexistente şi incluziunile dure a căror mărime poate provoca fisurarea materialului în timpul deformării la rece

Prin controlul ultrasonic al semifabricatelor sau produselor au fost puse în evidenţă fisuri care au avut la bază microfisuri sau incluziuni

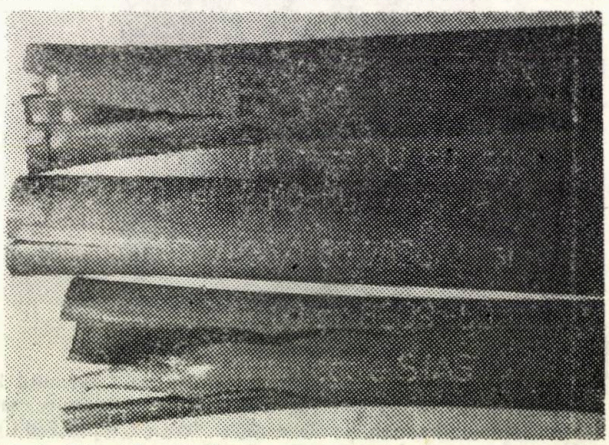


Fig. 8. Fisuri longitudinale pe capetele ţevilor provenite din eboşe care au fost debitate la disc înainte de începerea laminării (încălzire locală prin debitare şi călire martensitică pe suprafaţa de debitare — oţel W 1.4922) ; x0,5

nemetalice dure şi s-au dezvoltat în timpul prelucrării la cald sau la rece. În timpul deformării plastice la rece, microfisurile se dezvoltă rapid. Prezenţa incluziunilor dure (incluziuni oxidice nedeformabile, carburi pri-

mare, precipitate grosolane de carburi pe limita grăunţilor) joacă rol de amorsare de fisurare în timpul procesării la rece. În figura 9 sînt prezentate incluziuni poligonale nedeformabile care au rol de pană în matricea de material ducînd, astfel, la formarea unor microfisuri prin apariţia de discontinuităţi în timpul curgerii materialului în jurul incluziunii (fig. 9). La grade mai mari de deformare, rezultat că, depăşind viteza de încălzire de 35°C/min, pentru ţeava cu Ø 32,5 × 3,5 mm, din oţel 20VMoCr120, materialul începe să fisureze de la interior.

În figura 10, *a* este redată macrografia secţiunii transversale cu fisuri amorsate de la interior şi propagate radial, perpendicular pe suprafaţa interioară (viteza de încălzire 40°C/min).

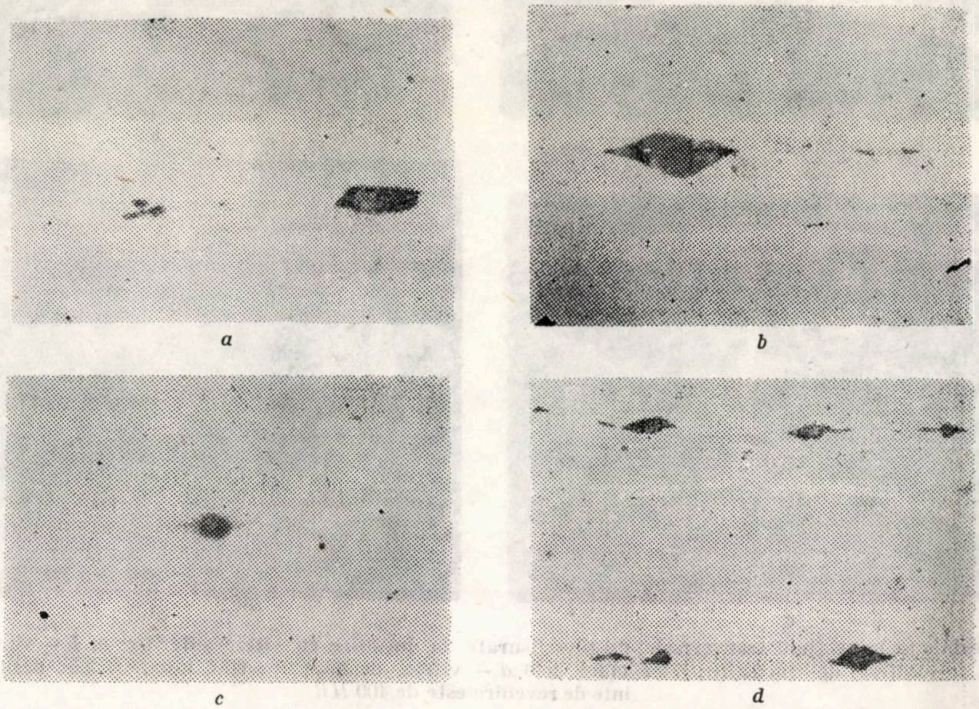


Fig. 9. Incluziuni oxidice nedeformabile care joacă rol de amorsare la fisurarea în timpul deformării la cald sau la rece; × 1000

discontinuităţile longitudinale cresc în dimensiuni, transformîndu-se în figuri sesizate la controlul ultrasonic.

Viteza de încălzire

În timpul încălzirii, datorită conductivităţii specifice mici se creează un Δt în secţiunea materialului avînd ca rezultate tensiuni termice de întindere în straturile din interiorul ţevilor, ale căror valori depăşesc limita de rupere a materialului şi apar fisuri. Datorită configuraţiei produsului (ţeavă) şi fluxului termic de la exterior spre interior, straturile exterioare mai calde se dilată suprasolicitînd straturile interioare la forţe tangenţiale mai mari decît rezistenţa la rupere. Materialul fisurează cu amorsarea de la interior şi propagarea frontului de rupere spre exterior.

În figura 10 sînt prezentate macrografiile unor ţevi fisurate la încălzirea cu viteze controlate. Simulînd condiţiile diferite de încălzire în laborator cu viteze crescătoare de încălzire de la 25°C/min pînă la 60°C/min în domeniul de temperaturi de 25 — 600°C, a

În figura 10, *b* este prezentată macrografia cu fisură amorsată de la interior şi propagată radial pe 80% din grosimea peretelui (viteza de încălzire 40°C/min).

În figura 10, *c* este prezentată macrografia amorsată, de asemenea, de la interior şi propagată radial către exterior, pe întreaga grosime de perete (viteza de încălzire 50°C/min).

În figura 10, *d* este redată o secţiune transversală în care sînt prezentate cinci fisuri radiale, care au străbătut grosimea peretelui — proba a fost încălzită la 60°C/min.

Amorsarea s-a făcut de la interiorul ţevii cu propagarea frontului de rupere spre exterior.

În figura 11 sînt prezentate aspectele suprafeţelor de rupere a probei prezentate în figura 10, *d*. Rezultă clar că amorsarea fisurii s-a produs pe peretele interior al ţevii, iar frontul de rupere s-a propagat radial către exterior.

De asemenea, au fost efectuate unele încercări cu introducerea în băi de săruri topite la 450 — 500°C pentru deglasarea exterioară a ţevilor extrudate cu diametrul Ø 51 × 7,5 mm,

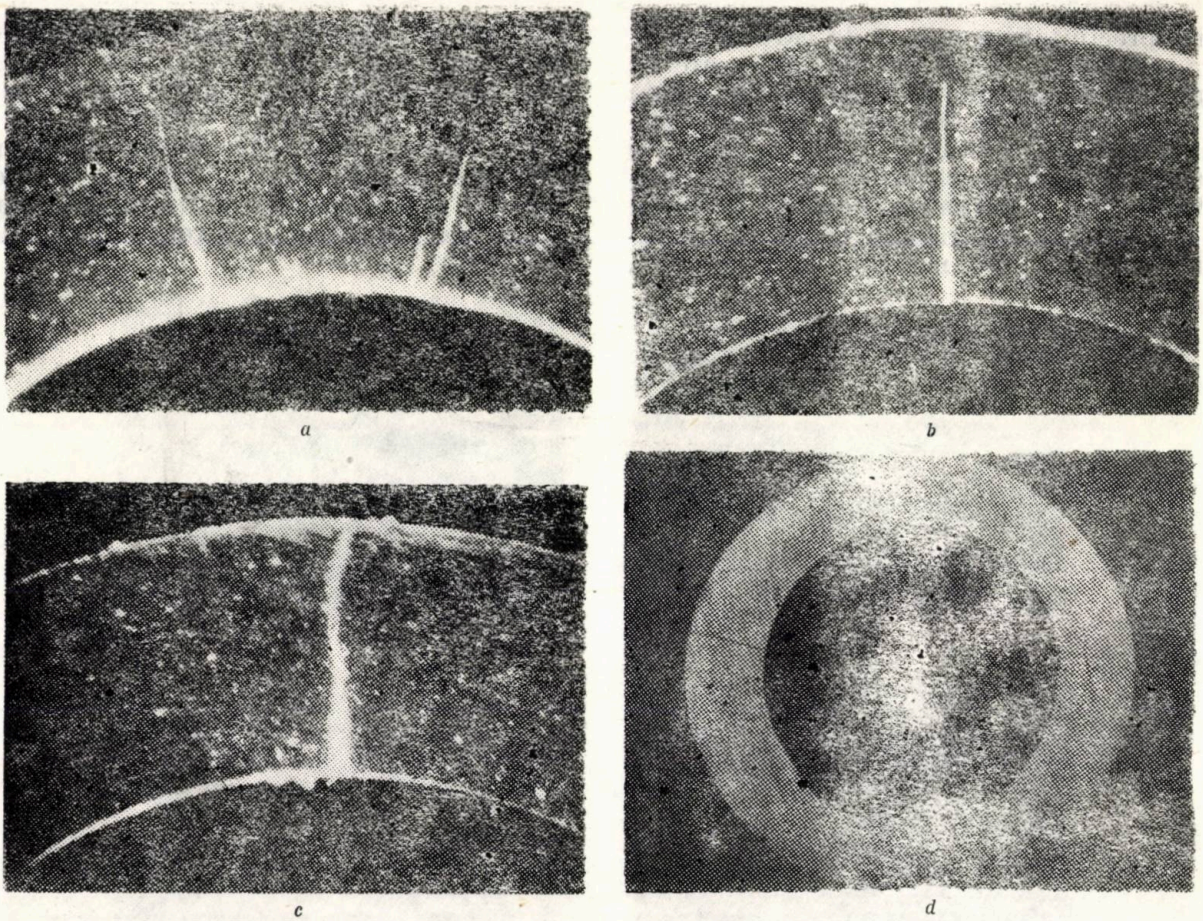


Fig. 10. Macrografiile unor secţiuni transversale de ţevi fisurate la încălzire cu viteze diferite: *a*, *b* — viteza de încălzire: 40°C/min; ×6; *c* — viteza de încălzire: 50°C/min; × 6; *d* — viteza de încălzire: 60°C/min; × 1,5; duritatea ţevilor înainte de revenire este de 400 *HB*

Fig. 11. Aspectul suprafeţei de rupere care arată că amorsarea fisurii a fost de la interiorul ţevii cu propagarea frontului de rupere spre exterior; ×6

care au confirmat mecanismul fisurării cu amorsarea de la interior şi propagarea radială, spre exterior, specifică vitezelor mari de încălzire.

În concluzie, atunci cînd fisurarea ţevilor are loc o dată cu amorsarea de la interior şi propagarea radială a frontului de rupere spre exterior, procesul la fisurare a avut loc la încălzire cu o viteză mai mare decît viteza critică de încălzire a produsului respectiv, cînd a avut loc suprapunerea tensiunilor termice de încălzire pe tensiunile de structură care au depăşit rezistenţa de rupere a materialului. Fenomenul este cu atît mai evident cu cît duritatea materialului supus încălzirii depăşeşte 240 *HB*.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ionescu, C., Vaida, C., Iancu, C., Vasile Ana-Rodica, Andrieş, M., Nedelcu, I. Constantin, Al. *Raport asupra tehnologiei de, fabricaţie a ţevilor de cazane cls. a III-a Ø 32 × 5,5 mm, Ø 38 × 4 mm şi Ø 38 × 6, mm din oţel X20CrMoV12.1 (W 1.4922)*, ICEM — Bucureşti.

[2] Ionescu, C., Vaida, C. *Instrucţiuni tehnologice pentru fabricarea ţevilor din oţelurile W 1.4922.* ICEM, Bucureşti, aug. 1987.

[3] DIN 17175/mai 1979.

[4] Sandvik HT91. *Feritic Chromium Molybdenum Steel Issued.* Sandvik, iunie, 1972.

[5] *Super 12% Cr Steels.* An Update, Climax Molibdenum Company, One Greenwich Plaza P.O.Box 3300 Greenwich, Connecticut 06836—3300 (203) 629—6400.

[6] Esshete CRM 12, febr. 1973, British Steel Corporation, Special Steel Division, Alloy and Stainless Steels Works Group.

[7] Fluginox 61, dec. 1978, Ugine Aciers.

[8] Fugita, T., Sato, T. şi Takahashi, N. *Effect o Mo and W on Long Term Creep Rupture Strength of 12% Cr Heat-resisting Steel Containing V, Nb and B,* In: Tetsu-to-Hagane, Japonia, 1975, 61 357.

[9] *Alloy Digest* publicată prin Engineering Alloys Digest Inc., Upper Montclair, New Jersey — Linco Filing Code SS—233, Ian. 1970.

Dr. ing. I. Mitelea
I. P. „Traian Vuia" Timişoara
ing. R. Bogdan
Intreprinderea Mecanică Timişoara

REALIZĂRI ŞI PERSPECTIVE ÎN DOMENIUL TRATAMENTELOR TERMICE CU FASCICUL LASER ŞI DE ELECTRONI*

CZ : 621.785 : 621.378.3

Necesitatea tehnologiilor noi de călire superficială

Fiecare constructor de maşini şi aparate îşi doreşte materiale cu un spectru cît mai ridicat al proprietăţilor fizico-mecanice, din care să realizeze piese cu o mare rezistenţă la uzură şi coroziune în stratul de suprafaţă şi, dacă este posibil, să aibă un aspect decorativ cît mai plăcut. Totodată, o importanţă crescîndă o are utilizarea economică a materialelor în toate domeniile de fabricaţie. De aceea, alături de procedeele convenţionale de durificare superficială, pe plan mondial se dezvoltă tehnologiile care folosesc fasciculul laser şi de electroni, acestea oferind, în principal, următoarele avantaje :

— precizie ridicată de prelucrare şi o înaltă reproductibilitate a rezultatelor ;
— durate scurte de tratament ;
— introducerea uşoară a instalaţiilor pe liniile de prelucrări mecanice, fără o întrerupere a fabricaţiei ;
— posibilităţi de mecanizare şi automatizare a procesului de tratament ;
— absenţa unui pericol ecologic.

Călirea superficială cu fascicul laser

Acest procedeu se bazează pe transformarea energiei fasciculului laser în căldură. Fotonii pătrund în material doar pe o grosime de $10^{-4} - 10^{-7}$ mm şi acest strat subţire va fi încălzit prin excitarea de rezonanţă a electronilor. Ca urmare a conductibilităţii termice, căldura ajunge în straturile mai adînci. Lungimile de undă ale fasciculelor laser utilizabile tehnologic se situează între 0,37 şi 10,59 μm. Pentru tratamentul de călire superficială a oţelurilor, fontelor cenuşii şi aliajelor cu bază de Al, se folosesc laseri CO_2 cu o lungime de undă de 10,59 μm. Încălzirea rapidă a stratului superficial se face în domeniul austenitic sau la temperatura de punere în soluţie a fazelor în exces, după care urmează răcirea bruscă în masa proprie a piesei. Viteza de avans a radiaţiei laser se stabileşte în funcţie de puterea laserului şi de adîncimea de călire dorită ; astfel, pentru o putere laser de 5 kW şi o grosime de strat călit de 0,5 mm, viteza de avans este de 500 cm^2/min [1]. Prima utilizare industrială a călirii cu fascicul laser CO_2 a avut loc la mijlocul anului 1970, în construcţia de automobile [2] — [4]. Actualmente se călesc cu fascicul laser piese de uzură din construcţia de motoare şi cutii de viteze, din industria de automobile, din industria de maşini-unelte şi scule şi din industria rulmenţilor. Se pot da următoarele exemple de asemenea piese : cămăşi de cilindru şi supape ale motoarelor cu ardere internă, roţi dinţate, arbori cu came, cu caneluri şi cotiţi, scule aşcheitoare etc.

Pentru creşterea absorbţiei radiaţiei incidente pe suprafaţa piesei se depun straturi subţiri nemetalice de oxizi metalici, fosfaţi, carbon, grafit sau vopsele. Cele mai bune raporturi de absorbţie s-au atins cu vopsea verde din răşină alhidică. Grosimea stratului care asigură un transfer optim de căldură are valoarea de 10 μm. Aceasta corespunde lungimii de undă a fasciculului laser CO_2. În figura 1 sînt reprezentate schematic raporturile de absorbţie, iar în figura 2 se arată două secţiuni transversale prin zone durificate cu laser.

Se recomandă ca tratamentul termic anterior călirii cu laser să fie cel de îmbunătăţire, în vederea obţinerii sorbitei de revenire. În condiţiile folosirii unor puteri specifice $p_0 =$

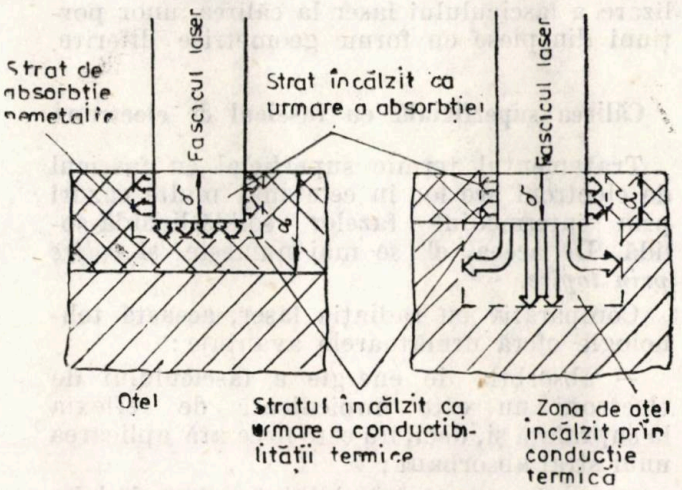
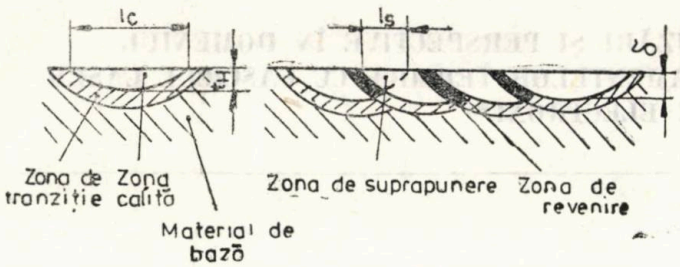


Fig.1. Absorbţia fasciculului laser la utilizarea straturilor absorbante nemetalice : *a* — grosimea stratului este mai mare decît adîncimea de pătrundere a fasciculului laser fapt care justifică apariţia pierderilor la transferul căldurii de la strat la oţel ; *b* — grosimea stratului este egală cu adîncimea de pătrundere a fasciculului laser şi ca urmare transferul căldurii este optim

* Lucrarea a fost comunicată la sesiunea ştiinţifică „Zilele academice timişene", mai, 1989, Timişoara.



F g. 2 Variantele călirii cu laser CO_2 folosind un fascicul punctiform

$= 10^2 - 10^3 W/cm^2$, se obțin grosimi de strat $\delta = 50 - 300$ μm și lățimi ale zonei călite de 250 — 1750 μm. Acest procedeu se pretează îndeosebi la piese cu geometrie complexă și la porțiuni mici ale piesei, care sînt greu accesibile pentru a fi durificate. În figura 3

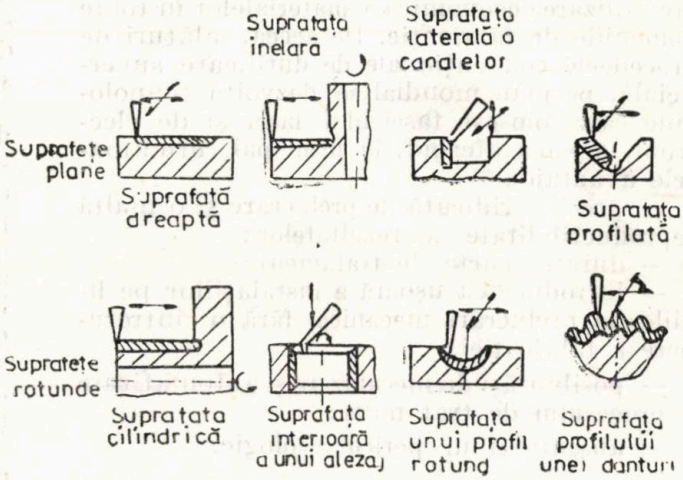


Fig.3. Posibilitățile de aplicare a călirii cu laser pentru diferite forme ale suprafeței piesei

se prezintă o sinteză a posibilităților de utilizare a fasciculului laser la călirea unor porțiuni din piese cu forme geometrice diferite.

Călirea superficială cu fascicul de electroni

Tratamentul termic superficial cu fascicul de electroni are loc în cele mai multe cazuri prin intermediul fazelor solidă-lichidă-solidă. De aceea, el se mai numește și *călire prin topire.*

Comparativ cu radiația laser, această tehnologie oferă următoarele avantaje :

— absorbția de energie a fasciculului de electroni nu este împiedicată de reflexia la suprafață și, deci, nu este necesară aplicarea unui strat absorbant ;

— conducerea fasciculului (oscilare, baleiere) este posibilă pînă în domeniul kHz-ilor, datorită devierii electromagnetice ;

— protecția metalurgică (la procese în fază lichidă) este optimă datorită existenței vidului ;

— cheltuielile de investiție pentru instalații de putere ($P > 3kW$) sînt mai mari la cele cu laser ;

— puterile specifice sînt mai mari și deci duratele de încălzire sînt mai scurte.

Printre dezavantaje se menționează necesitatea vidului și limitarea mărimii pieselor la efectuarea tratamentului în camere staționare.

Pentru conducerea fasciculului de electroni există două procedee esențiale : oscilarea prin deviere analogică perpendicular pe direcția de prelucrare termică și baleierea în puncte într-o succesiune programată numeric.

Călirea „oscilantă" este adecvată obținerii unor straturi superficiale laterale omogene, a căror duritate scade continuu către cea a materialului de bază.

Pentru solicitări dinamice (lovire, percuție) precum și pentru suprafețe de ghidare, este preferabilă călirea în puncte.

Instalațiile de călire superficială avînd tunuri cu electroni termoemiși prezintă dezavantajul necesității unui vid înaintat de $10^{-5} - 10^{-6}$ mm *Hg* în camera de lucru și al unei durate scurte de funcționare a catodului, acesta deteriorîndu-se în urma impactului cu ionii prin pulverizare catodică.

Pentru înlăturarea acestor neajunsuri, au fost realizate noi tipuri de instalații în care generarea electronilor se face cu ajutorul unor tunuri electronice cu plasmă. Schema de principiu a unei asemenea instalații este redată în figura 4. Ea se compune dintr-o incintă metalică *1* în care se face un vid preliminar de $\sim 10^{-2}$mm *Hg*. La partea superioară este montat tunul electronic propriuzis, constituit dintr-un catod din aluminui *4*, avînd suprafața emitentă sub formă de calotă sferică, susținerea și alimentarea acestuia fiind asigurată de suportul izolator etanș *3*. Piesa de tratat *6* este așezată în dispozitivul 7.

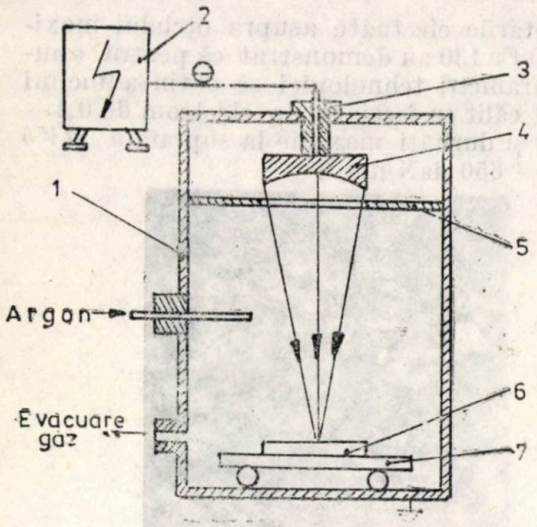


Fig. 4. Schema de principiu a unui tun electronic cu plasmă

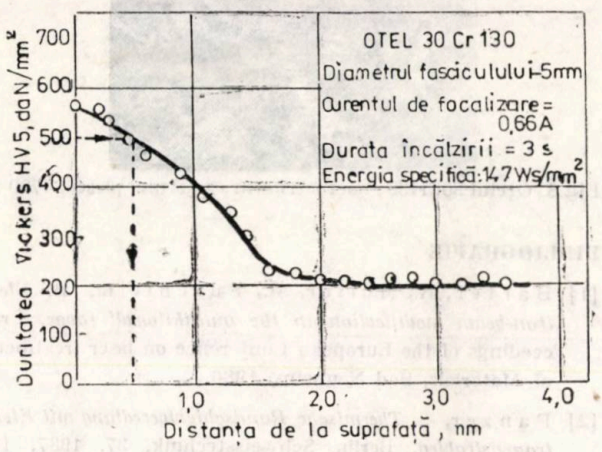


Fig. 5. Gradientul de duritate pe secțiunea transversală a piesei pentru o energie specifică de 147 Ws/mm^2

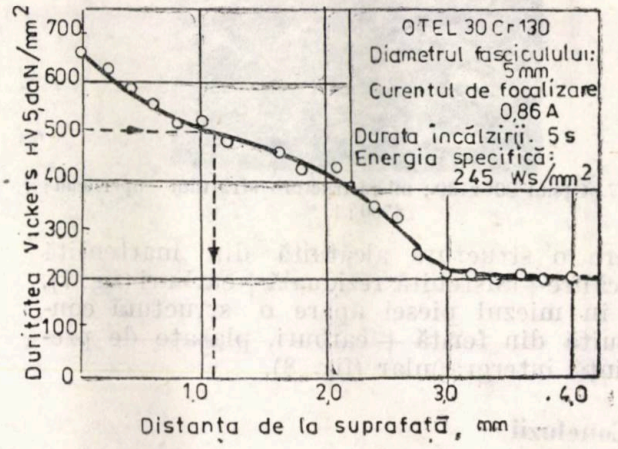


Fig. 6. Gradientul de duritate pe secțiunea tansversală a piesei pentru o energie specifică de 245 Ws/mm^2

Pentru a facilita amorsarea descărcării luminiscente și ionizarea mediului în incintă se introduce argon ca mediu plasmagen.

Electronii emiși de catod sînt accelerați în spațiul căderii de tensiune catodică, străbat apertura catodică și sînt focalizați în centrul de curbură al calotei sferice, unde se află plasată piesa de tratat.

Pentru experimentări au fost executate probe prismatice din oțel inoxidabil 30Cr130, care au fost tratate termic superficial după regimul indicat în tabelul 1.

Ulterior, probele au fost secționate transversal și supuse examinărilor sclerometrice și investigațiilor metalografice.

Rezultatele încercărilor de duritate sînt reprezentate în figurile 5 și 6, ele evidențiind următoarele aspecte:

— duritatea maximă obținută la suprafață crește cu circa 15%, o dată cu mărirea energiei specifice de la 147 la 245 Ws/mm^2;

— grosimea stratului cu duritate $HV5$ de peste 500 daN/mm² se mărește de la 0,5 la 1,1 mm prin ridicarea valorii energiei specifice de la 147 la 245 Ws/mm^2;

— duritatea miezului piesei are valori $HV5 \simeq 200$ daN/mm², corespunzătoare tratamentului preliminar de recoacere pentru înmuire;

— scăderea durității de la suprafață către miez se face continuu, remarcîndu-se existența unei zone de tranziție, fapt care demon-

Tabelul 1

Parametrii de tratament termic

Tensiunea de alimentare, U, K.V	60	
Puterea totală, P, W	960	
Durata încălzirii, t, s	3	5
Energia specifică, E_s, Ws/mm^2	147	245
Diametrul fasciculului, d, mm	5	
Puterea specifică, p_0 · W/mm²	49	

strează că regimul tehnologic adoptat este corespunzător.

În figurile 7 și 8 sînt redate microcstructurile stratului călit și ale miezului piesei, acestea justificînd pe deplin rezultatele examinărilor sclerometrice. Astfel, în stratul superficial

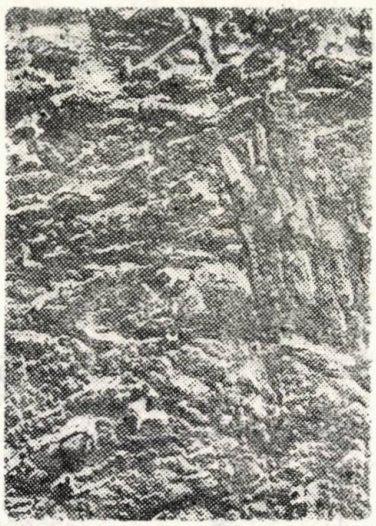


Fig. 7. Oțelul 30Cr130 ; microstructura stratului superficial ; 4700 : 1

apare o structură alcătuită din martensită de călire+austenită reziduală+carburi (fig. 7), iar în miezul piesei apare o structură constituită din ferită + carburi, plasate de preferință intergranular (fig. 8).

Concluzii

Extinderea tehnologiilor de călire superficială cu fascicul laser și de electroni se justifică printr-o reproductibilitate mărită a rezultatelor, o reducere a duratei procesului, prin posibilitatea durificării unor porțiuni mici, greu accesibile ale piesei și absența unui pericol ecologic.

Cercetările efectuate asupra oțelului inoxidabil 30 Cr 130 au demonstrat că pentru anumiți parametri tehnologici se obțin adîncimi de strat călit cu fascicul de electroni de 0,4 — 1,2 mm și durități maxime la suprafață $HV5 = 580 - 650$ daN/mm^2.

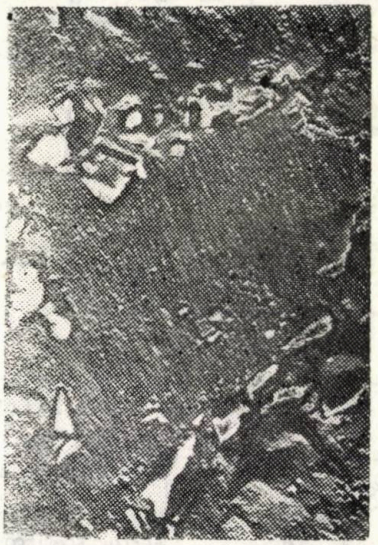


Fig.8. Oțelul 30Cr130 ; microstructura miezului piesei ; 4700 :1

BIBLIOGRAFIE

[1] Bartel, R., Müller, M., Furchleim, B. *Electron-beam modification in the multikilowatt range.* Proceedings of the European Conference on laser treatment of Materials, Bad Nauheim, 1986.

[2] Panzer, S. *Thermische Randschichtveredlung mit Elektronenstrahlen.* Berlin Schweisstechnik, 37, 1987, 12.

[3] Jenkins, J. *Dynamic electron beam hardening cycles.* Metal Progress, iulie, 1989.

[4] Hiller, W. *Aufschmelzbehandlung metallischer Werkstoffe mit dem Elektronenstrahl.* Grundlagen und Anwendung, München Steigerwald Strahltechnik Puchheim, 1988.

NOU!

Vă facem cunoscut că Centrul de informare documentară — CIDMET va edita în cursul anului 1991 încă trei noi lucări:

1. — " Dicționar de management" — comandă-minimum 10 ex.;

2. — " Breviarul societăților comerciale din industria metalurgică", 50 lei/ex.—minimum 10 ex.

3. — "Marketing și management: opinii, principii și stiluri de conducere"-lucrare care se adresează cadrelor de conducere.

Contravaloarea vă rugăm să o virați în contul nostru 301520201 BCR — SMB.

SIDEROM S.A. — CIDMET

Ing. G. Grigorescu și
ing. C. Sfăt
Institutul Politehnic București

MĂRIREA DURABILITĂȚII MATRIȚELOR PENTRU DEFORMAREA PLASTICĂ LA CALD PRIN TRATAMENTE TERMOCHIMICE

CZ : 539.374 : 541.11

Cheltuielile mari de fabricație a blocurilor de matrițe (care implică cantități mari de oțeluri aliate, manoperă), față de durabilitatea lor relativ scăzută, măresc considerabil prețul de cost al produselor obținute.

Uzarea matrițelor în timpul utilizării lor este un fenomen complex, dependent de acțiunea combinată a unui număr mare de factori, și anume :

— metalurgici (compoziția chimică, modul de elaborare și turnare etc.) ;

— constructivi (procedeul de matrițare, amplasarea locașelor, formarea piesei matrițate etc.) ;

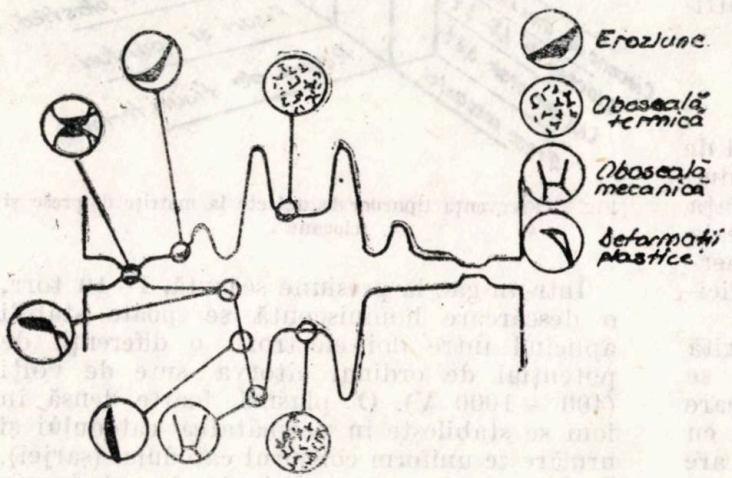


Fig. 1. Defectele care pot apărea la matrițele de forjare și locurile unde pot apărea

— tehnologici (gradul de deformare, modul de execuție și finisare a gravurii, regimul de tratament termic etc.) ;

— de exploatare (particularitățile cinematice și starea utilajului, reglajele, lubrifiantul, regimul de matrițare etc.).

Mulți din acești factori pot fi asigurați, dar inerent, așa cum este ilustrat în figura 1, apar efectele tensiunii de deformare (necesară în proces) și ale temperaturii : oboseală mecanică și termică ; deformare plastică ; eroziune.

Caracterul și cauzele ieșirii din uz a matrițelor

Viața unei matrițe este determinată de uzura profilului acesteia.

Presiunea și temperatura excesivă precum și acțiunea abrazivă sînt considerate factori fundamentali, care afectează durabilitatea unei matrițe (exceptînd situațiile în care matrițele ies din uz prin spargere).

Oboseala mecanică

Tensiunile care apar în procesul deformării plastice la cald duc la oboseală mecanică. Efectul oboselii mecanice sînt fisurile care apar pe suprafața matriței, constituind o cauză a ieșirii din uz.

Introducerea unei tensiuni reziduale de compresiune la suprafața gravurii pe o anumită adîncime corelată cu solicitările exterioare indică faptul că rezistența la oboseală poate fi mărită [3].

Spre deosebire de tensiunile reziduale create prin tratamente termochimice, tensiunile reziduale prin tratamente mecanice (sablare, polizare) scad repede în procesul de deformare plastică la cald, pierzîndu-se astfel efectul avantajos asupra rezistenței la oboseală (fig. 2).

Oboseala termică

În timpul deformării plastice la cald au loc variații alternative de temperatură la suprafața matriței de ordinul 50 — 150°C, la matrițele mici, și la valori egale cu 0,5 — 0,6 din temperatura de deformare plastică, la matrițele mari și complicate.

Se consideră că variațiile de temperatură constituie un factor preponderent, care determină uzura timpurie a matriței.

Datorită încălzirii și răcirii repetate se produc, în stratul superficial al gravurii matriței, tensiuni de oboseală care pot fi mai mari decît limita de elasticitate, provocînd o deformare plastică locală.

În straturile superficiale au loc și modificări structurale datorită temperaturii la care ajunge gravura.

Cert este (din literatura de specialitate și măsurători proprii) că, după un număr de cicluri de deformare plastică la cald, duritatea suprafeței scade cu 10 — 15 *HRC* (matrița fiind îmbunătățită în prealabil), aceasta implicînd sub efectul solicitărilor mecanice și termice deformări plastice ale gravurii matriței, care duc la decalibrarea ei.

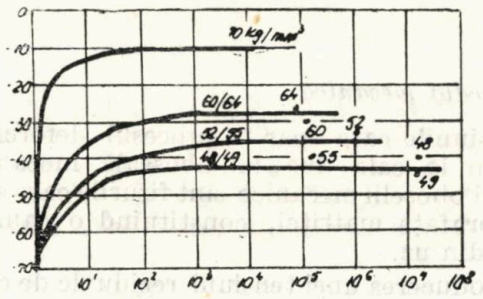


Fig. 2. Efectul aplicării tensiunii de oboseală pe suprafața epruvetei tratată cu alice metalice

Erodarea

În perioada trecerii semifabricatului cald de la domeniul adeziv la cel de frecare se produc puternice solicitări de alunecare la suprafața activă a matriței care, cumulate cu oboseala mecanică și termică, pot provoca fisuri superficiale perpendiculare pe direcția de solicitare.

În principal, eroziunea se produce datorită tensiunilor longitudinale. În acest sens, se poate interveni prin aplicarea de procedee care să micșoreze coeficientul de frecare la cald cu implicații asupra creșterii vitezei de alunecare a materialului supus deformării, în locașul matriței.

În figura 3 se prezintă frecvența tipurilor de defecte care apar la matrițe.

Avînd în vedere acțiunea cumulată a acestor tipuri de solicitări se impune realizarea la suprafața gravurii a unui strat cu o bună rezistență la oboseala mecanică și termică, cu o stabilitate a durității într-un interval relativ larg de temperaturi (20 — 600°C) și un coeficient de frecare la cald redus.

Tratamente termochimice

În vederea realizării dezideratului expus mai sus s-au încercat (atît în România cît și pe plan mondial) diverse procedee de tratament termodinamic (carburare, cromare, nitrurare în băi și gazoasă, borizare etc.).

O dată cu punerea la punct a procedeului de nitrurare ionică și a realizării unor instalații fiabile, care să asigure aplicarea acestui procedeu în condiții industriale, au apărut și primele aplicații la matrițele și șnecurile pentru extruziunea maselor plastice.

Principiul nitrurării ionice se întemeiază pe principiul descărcării luminiscente.

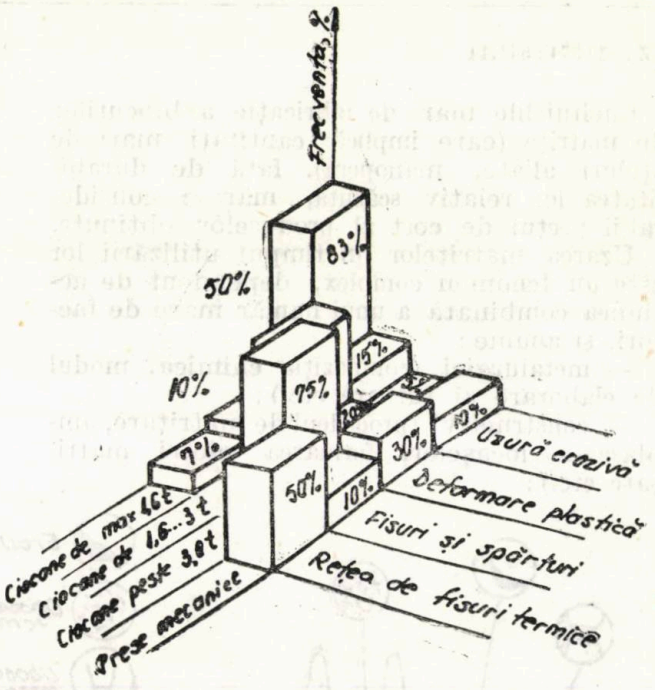


Fig. 3. Frecvența tipurilor de defecte la matrițe de prese și ciocane

Într-un gaz la presiune scăzută, 1—10 torr, o descărcare luminiscentă se poate stabili aplicînd între doi electrozi o diferență de potențial de ordinul citorva sute de volți (400 — 1000 V). O plasmă foarte densă în ioni se stabilește în vecinătatea catodului și urmărește uniform conturul catodului (șarjei). Densitatea de putere disipată în catod este de Ordinul Wat/cm² (~2W/cm²).

Experimentări proprii

Utilaje, aparatură de investigare utilizate.

Utilaje. Experimentările regimurilor de nitrurare ionică s-au efectuat pe instalații INI70 și INI150.

Experimentările de laborator privind coeficientul de frecare la cald s-au efectuat pe o presă hidraulică ; în experimentările semiindustriale, pe presă Lasasco și ciocan matrițor de 10 tf.

Aparatură pentru investigații. S-a utilizat următoarea aparatură pentru efectuarea investigațiilor : microscopul Neophot 2 ; microscopul la cald tip Reichard ; durimetru Vickers HPO 250 ; difractometru cu raze X tip Dron 2,0 cu anod de cupru și monocromator cu cristal de grafit pentru determinarea naturii compușilor din zona de combinații și stării de tensiuni

în stratul nitrurat ionic; calculator tip Hewlett Packard pentru prelucrarea datelor obținute la difractometru, în vederea determinării nivelului tensiunilor în strat; microscop universal pentru măsurători (raze, unghiuri, lungimi etc.), utilizat în vederea măsurătorilor necesare calculului coeficientului de frecare la cald.

Program de lucru

S-a efectuat un număr relativ mare de regimuri de nitrurare ionică, avînd în vedere urmărirea și a altor aspecte privind nitrurarea ionică a oțelului VMoCN17 (influența parametrilor regimului de nitrurare ionică asupra cineticii procesului, compoziției fazice a stratului etc.).

Se menționează faptul că, în cadrul regimurilor efectuate, s-au realizat straturi nitrurate ionic cu următoarele caracteristici în funcție de parametrii regimului de nitrurare (temperatură, timp, tensiune, curent, debitul și compoziția gazului): duritatea 600—750 $HV5$; adîncimea stratului = 0,2 — 0,5 mm; grosimea zonei de combinații 4 — 15 μm; constituția fazică a zonei de compuși $\varepsilon + \gamma'$, în proporții variabile de la 5 la 60% ε (diferența fiind γ').

Parametrii regimului de nitrurare ionică au variat în limitele: temperatura: T = = 460 — 550°C; timpul de menținere: 3 — 30 h; debitul de gaz: Q = 20 —60 l/h.

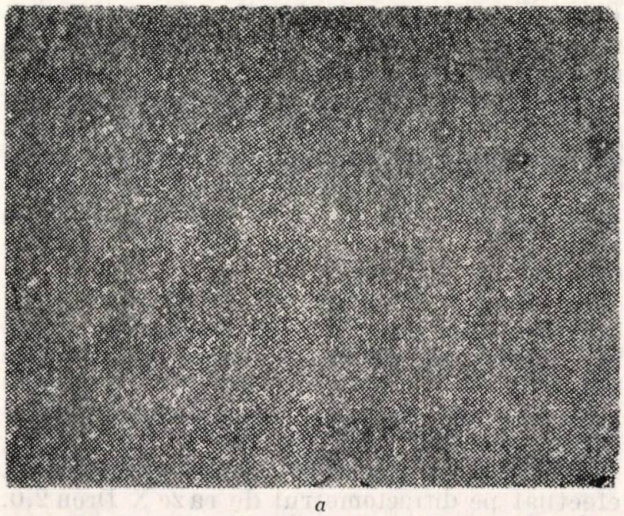
În urma experimentărilor semiindustriale, pe considerente privind durabilitatea matrițelor și realizarea regimului de nitrurare ionică în condiții economice, s-a dovedit ca fiind optim următorul regim: T = 500°C; P = 2 torr; τ_m = 8 h, în urma căruia s-au obținut următoarele caracteristici ale stratului: duritate 644 $HV5$; adîncimea stratului (zonă de combinații + zona de difuzie): δ = 0,25 — 0,28 mm; grosimea zonei de combinații 10 μm; constituția fazică a zonei de combinații: 80%γ' + 20% ε.

Microstructura și curba de variație a microdurității pentru parametrii de mai sus sînt prezentate în figura 4.

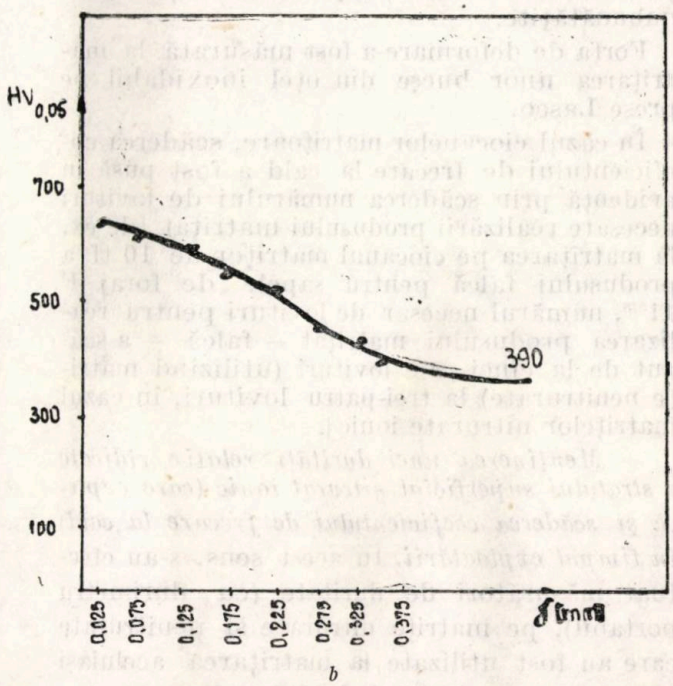
Creșterea durabilității matrițelor în exploatare a fost de peste 80% (în funcție de tipul matriței). Această creștere a durabilității este pusă pe seama următoarelor aspecte:

— *Scăderea coeficientului de frecare la cald* (*deci contracararea parțială a efectului de eroziune*). Sau efectuat experimentări de laborator prin care s-a pus în evidență scăderea coeficientului de frecare la cald. În acest sens, s-a utilizat un model matematic întocmit pentru studiul condițiilor de interfață.

Determinările de laborator, utilizînd acest model matematic, au pus în evidență scăderea coeficientului de frecare la cald, pentru suprafețe de deformare-nitrurare ionică cu 20%, față de coeficientul de frecare la cald obținut în condiții de deformare plastică la cald pe suprafațe de deformare nenitrurate (doar îmbunătățite); experimentul a avut loc în aceleași condiții de deformare (respectiv aceeași temperatură de început de deformare plastică la cald a epruvetelor, același lubrifiant, același utilaj de deformare).

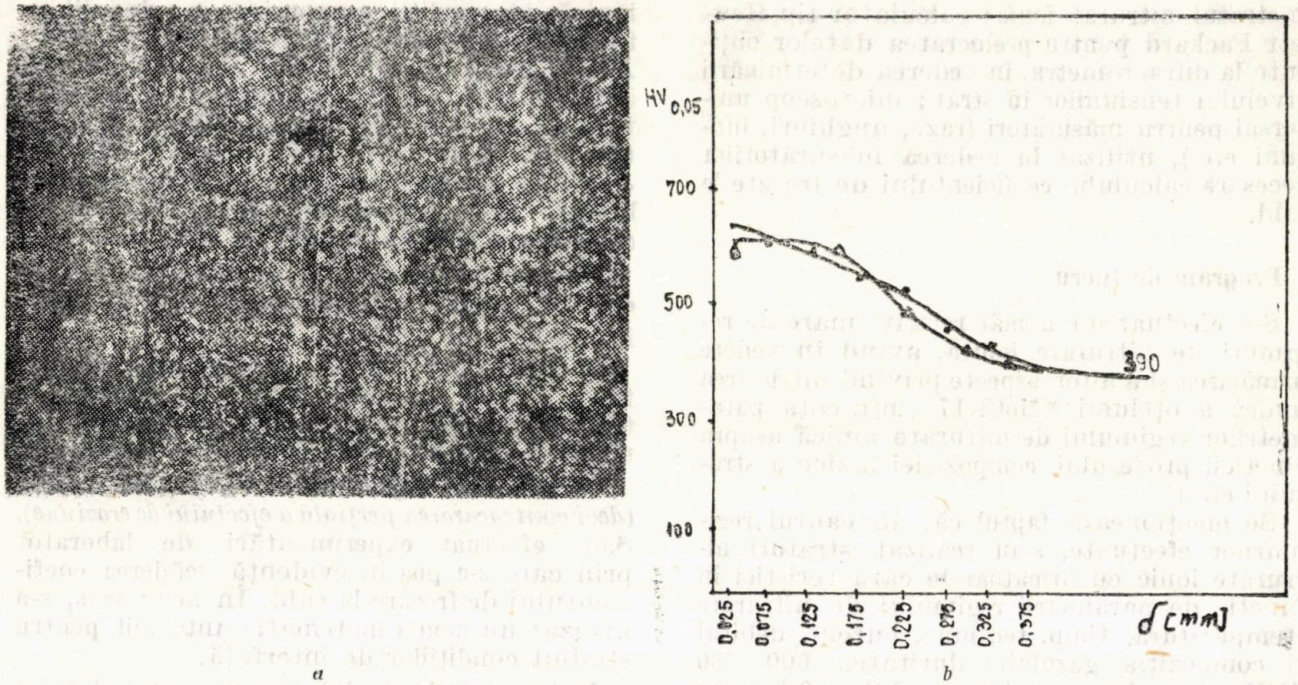


a



b

Fig. 4. VM o CN 17 niturart ionic în condițiile: T = 500°C, τm = 8h, p = 2torr; *a* — microstructura; atac nital 2%; *b* — variația microdurității în strat



a b

Fig. 5. Oţel VMo CN 17 nitrurat ionic : *a*—microstructura zonei afectate puternic de temperatură în timpul deformării plastice la cald; atac nital 2%; *b*—variaţia microdurităţii în stratul nitrurat ionic înaintea începerii procesului de deformare plastică (·) şi după deformarea plastică (Δ) în zona afectată de temperatură

Experimentările de laborator pe acest model matematic au fost confirmate în exploatare. Prin măsurarea forţei de deformare în condiţiile în care matriţele au fost numai îmbunătăţite (un lot de experimentare), iar alt lot cu matriţe nitrurate ionic, forţa de deformare a scăzut cu 20 — 25% în cazul utilizării matriţelor nitrurate ionic, faţă de matriţele doar îmbunătăţite.

Forţa de deformare a fost măsurată la matriţarea unor bucşe din oţel inoxidabil pe prese Lasco.

În cazul ciocanelor matriţoare, scăderea coeficientului de frecare la cald a fost pusă în evidenţă prin scăderea numărului de lovituri necesare realizării produsului matriţat [de ex. la matriţarea pe ciocanul matriţor de 10 tf a produsului falcă pentru sapele de foraj F $11^{5/8}$, numărul necesar de lovituri pentru realizarea produsului matriţat — falcă — a scăzut de la cinci-şase lovituri (utilizînd matriţe nenitrurate) la trei-patru lovituri, în cazul matriţelor nitrurate ionic].

— *Menţinerea unei durităţi relativ ridicate a stratului superficial nitrurat ionic (care explică şi scăderea coeficientului de frecare la cald) în timpul exploatării.* În acest sens, s-au efectuat măsurători de duritate (cu durimetru portabil), pe matriţe nitrurate şi nenitrurate care au fost utilizate la matriţarea aceluiaşi reper pe acelaşi utilaj de deformare.

Rezultatele au fost următoarele :

— duritatea pe matriţele nenitrurate după 1500 piese matriţate (falcă F $11^{5/8}$) 30 — 35 *HRC* (comparativ cu 44 *HRC* cît a avut iniţial);

— duritatea pe matriţele nitrurate după 1500 piese matriţate cu 48 — 50 *HRC* (comparativ cu 58 *HRC*).

În vederea studierii stabilităţi stratului nitrurat ionic cu temperatura, au fost investigate şi plăcile „matriţă", între care s-a făcut deformarea plastică în vederea stabilirii coeficientului de frecare la cald.

S-au prelevat epruvete din placa de deformare (placa inferioară) din zona cea mai afectată de temeratură (100 de epruvete deformate plastic la cald, cu microstructura şi variaţia microdurităţii prezentate în figura 5).

Din graficul variaţiei microdurităţii (fig. 5,*b*), pentru cele două situaţii, se poate vedea că temperatura dezvoltată în timpul procesului de deformare plastică la cald în suprafaţa gravurii are ca efect o redistribuire a azotului în strat, marcată prin modul de variaţie a microdurităţii.

— *Starea de tensiune de compresiune realizată în stratul superficial.* Prin nitrurare ionică în stratul superficial s-a creat o stare de tensiuni de compresiune favorabilă creşterii rezistenţei la oboseală; identificarea naturii compuşilor din zona de combinaţii precum şi nivelului tensiunilor din stratul superficial s-a efectuat pe difractometrul de raze X Dron 2,0.

În figura 6 este prezentată variaţia tensiunii reziduale în stratul nitrurat ionic.

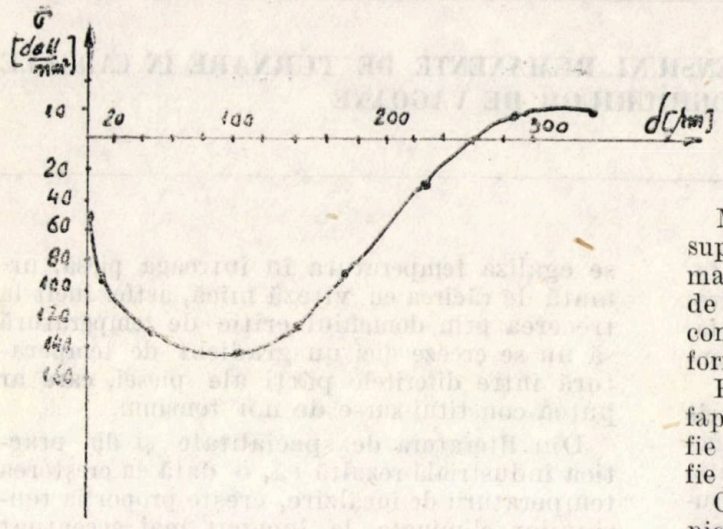


Fig. 6. Gradientul tensiunilor reziduale în stratul nitrurat ionic

Se face menţiunea că durabilitatea s-a apreciat după numărul total de piese matriţate în cotele de toleranţă prevăzute.

Concluzii

Prin aplicarea nitrurării ionice, matriţelor de deformare plastică la cald li se conferă un plus de durabilitate ca urmare a scăderii coeficientului de frecare la cald, menţinerii unei durităţi relativ ridicate a stratului nitrurat ionic în perioada de serviciu a matriţelor stării şi nivelului tensiunilor în stratul nitrurat, favorabile creşterii rezistenţei la oboseală.

Menţinerea unei durităţi relativ ridicate la suprafaţa matriţei în timpul procesului de matriţare are efecte favorabile asupra vitezei de curgere a materialului supus deformării, condiţiilor de frecare, precum şi asupra deformării plastice a gravurii matriţei.

Experimentările practice au pus în evidenţă faptul că grosimea optimă de strat trebuie să fie între 0,25 şi 0,30 mm, iar duritatea să nu fie cea maximum posibil de realizat.

Creşterea de durabilitate prin nitrurare ionică duce la scăderea consumului de oţel aliat pentru scule de lucru la cald, creşterea productivităţii muncii datorită reducerii timpului efectiv de deformare şi datorită intervalului de timp mai mare dintre două schimbări ale matriţelor pe ciocan.

BIBLIOGRAFIE

[1] Klöckner, I. Mitteilung 11/1976 Steingerung der Werkreng — Standmenge durch Ionnitrieren.

[2] Chiriţă, V. ş.a. *Matriţarea la cald a metalelor şi aliajelor.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1974.

[3] *Etude des conditions d'interface en forgeane un modele d'écoulement dissymétrique et verrification experimentale.* Memoires et Etudes Scienetifiques, Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 11, 1984.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 7, 1990

Cercetările termotehnice ale metalizării minereului de fier cu un reducător solid în cuptor rotativ, p. 5 — Repartizarea materialelor la gura de alimentare a furnalului în cazul unor construcţii diferite ale dispozitivelor de încărcare fără con tip pîlnie — transportor gravitaţional (jgheab), p. 12 — Optimizarea regimului de elaborare a fontei în furnal cu insuflarea în creuzet a combustibilului sub formă de praf de cărbune şi a gazelor naturale, p. 17 — Vidarea în flux a metalului cu grad diferit de oxidare în procesul de turnare continuă, p. 24 — Amestecarea electromagnetică prin conductibilitate la turnarea oţelului pe maşina orizontală de turnare a semifabricatelor, p. 26 — Cristalizarea oţelului pe maşina de turnare de tip curbiliniu, p. 28 — Maşini de tras-îndreptat din componenţa maşinilor radiale cu şase fire de turnare continuă a semifabricatelor de la uzina metalurgică din Moldova sovietică, p. 32 — Maşină de turnare continuă a semifabricatelor de tip orizontal, p. 34 — Influenţa regimurilor ciclice de răcire secundară asupra proprietăţilor mecanice ale lingourilor turnate continuu, p. 36 — Controlul formării învelişului lingoului în maşina de turnare continuă pe baza măsurării forţei de apărare pe role, p. 40 — Micşorarea degajărilor de praf şi gaze din amestecurile zgurifiante, utilizate la turnarea continuă a oţelului, p. 43 — Studierea funcţionării cristalizorului cu pereţi înguşti, acoperiţi electrolitic, ai maşinii de turnare continuă a sleburilor, p. 45 — Exploatarea rolelor bandajate de la maşina de turnare continuă a sleburilor, p. 49 — Mărirea fiabilităţii funcţionării subansamblurilor de frecare ale maşinii de turnare continuă a semifabricatelor, p. 51 — Acoperirea paharelor de turnare la turnarea continuă a oţelului cu conţinut scăzut de carbon în semifabricate pentru profiluri, p. 53 — Elaborarea aliajelor cu mangan cu utilizarea concentratelor din minereurile zăcămîntului Obrocişce, p. 54 Studierea formei laminatelor, executate la laminorul 800 de la Combinatul metalurgic Orsko-Halilovsk, p. 58 — Optimizarea microgeometriei bazei din oţel pentru îmbunătăţirea proprietăţilor de exploatare ale tablei subţiri, p. 61 — Fabricarea şinelor cu utilizarea caje universale drept antefinisoare, p. 64 — Asimilarea tehnologiei noi de fabricaţie a bandajelor pentru locomotive, p. 67 Creşterea preciziei semifabricatelor pentru sîrmă la laminorul continuu de sîrmă, p. 69 — Creşterea rezistenţei de exploatare a cilindrilor de laminor 650, p.71 — Secţie de presat ţevi, p. 72 — Procedeu nou de îndreptat ţevi pe întreaga lungime, p. 76 — Utilizarea tehnologiei de fabricaţie a sîrmei pentru arcuri din oţel 60S2HA — S, p. 78 — Estimarea capacităţii de fosfatare a soluţiilor de zinc şi fosfaţi cu ajutorul electrodului din oţel 70, p. 82 — Influenţa durificării termice asupra rezistenţei de construcţie a oţelului tip St3, p. 83 — Laminarea controlată la temperaturi înalte a oţelurilor slab aliate, p. 85 — Plasticitatea la temperaturi înalte a oţelurilor pentru construcţii, p. 92 — Particularităţile metodice ale elaborării preţurilor cu ridicata la produsele metalice mărunte p. 99 — Stabilirea parametrilor raţionali ai sistemelor de răcire accelerată a laminatelor, p. 105 — Epurarea cu membrană a gazelor de furnal de dioxidul de carbon, p. 108.

Prof. dr. ing. I. Păstrăv,
prof. dr. ing. Gh. Zirbo,
ing. M. Bejan şi ing. E. Dragoş
Institutul Politehnic Cluj-Napoca
ing. V. Dan
C.U.G. Cluj-Napoca

TENSIUNI REMANENTE DE TURNARE ÎN CADRELE BOGHIURILOR DE VAGOANE

CZ : 621.746.01 : 539.319

Practic, toate procesele de producţie, topire, sudare, prelucrare mecanică, turnare, tratamente termice etc., induc în obiectul fabricat tensiuni remanente; uneori apar tensiuni şi la montaj.

Existenţa tensiunilor remanente în piesele turnate determină unele inconveniente în funcţionarea acestora, mergînd pînă la apariţia unor fisuri, care pot compromite piesa. Fisurile care apar constituie puncte de amorsare pentru ruperea prin oboseală sau ruperea pur şi simplu a piesei sub efectul sarcinilor exterioare la care este supusă.

Fisurarea piesei apare atunci cînd peste tensiunile remanente se mai suprapun eforturile exterioare şi care, însumate, depăşesc rezistenţa la rupere a aliajului.

Pentru a se evita asemenea situaţii, în practica industrială se recurge la operaţii de detensionare. O relaxare a tensiunilor remanente poate avea loc în timp îndelungat prin aşa-numitul proces de îmbătrînire naturală, dar această metodă nu asigură o productivitate adecvată.

La piesele din oţel, mai ales la cele complexe, se recurge obligatoriu la tratamente termice de detensionare care constau în încălzirea piesei pînă în domeniul plastic, adică pînă la depăşirea temperaturii critice care, la oţeluri carbon, este cuprinsă între 620 şi 650°C; se menţine la temperatura respectivă pentru a se egaliza temperatura în întreaga piesă, urmată de răcirea cu viteză mică, astfel încît la trecerea prin domeniul critic de temperatură să nu se creeze nici un gradient de temperatură între diferitele părţi ale piesei, care ar putea constitui surse de noi tensiuni.

Din literatura de specialitate şi din practica industrială rezultă că, o dată cu creşterea temperaturii de încălzire, creşte proporţia tensiunilor eliminate, la început mai accentuat şi apoi mai lent. De exemplu, la un oţel cu conţinut mediu de carbon se apreciază că la 200°C tensiunile scad cu 2 — 3%, la 500 °C cu 50%, iar la 600 °C cu cca 95%. În practică nu se urmăresc detensionări complete, fiind suficiente detensionări de 50 — 80%.

Gradul de detensionare nu depinde numai de temperatura la care are loc detensionarea, ci şi de durata de menţinere la temperatura respectivă. Astfel, pentru eliminarea totală a tensiunilor din piesele de oţel cu conţinut mediu de carbon se apreciază că sînt necesare 150 ore menţinere la temperatura de 550°C, 15 ore la 650°C şi numai 0,8 ore la 750°C.

O mare importanţă o are şi complexitatea piesei.

Iată de ce sînt necesare determinări practice care să indice tensiunile din piesele turnate şi gradul de detensionare după tratamentul termic.

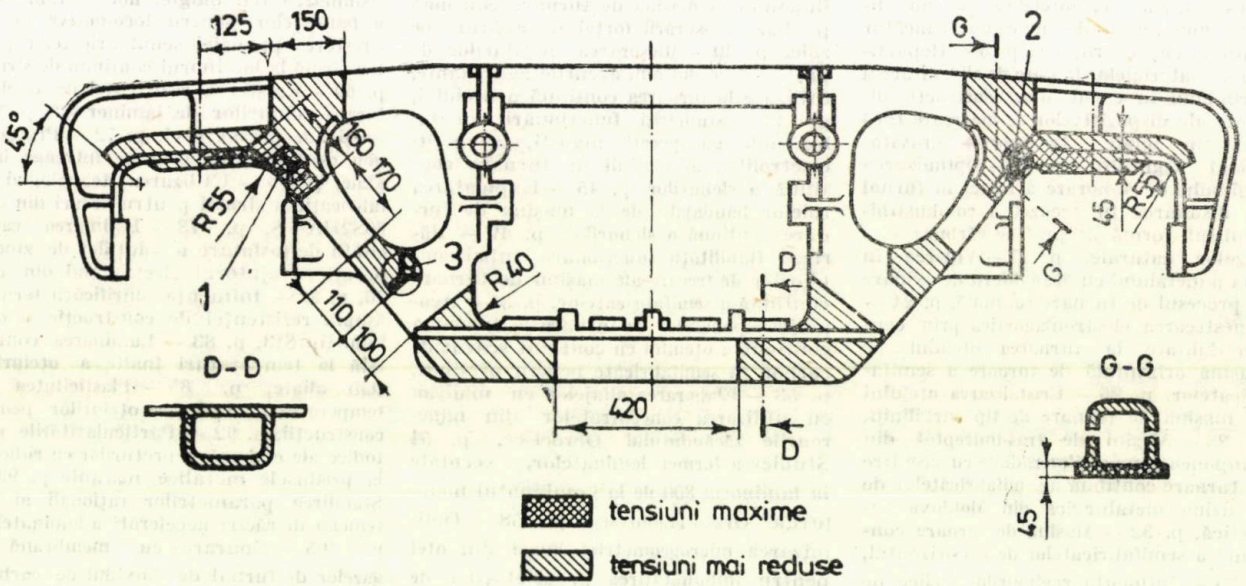


Fig.1. Zonele de concentrare maximă a tensiunilor şi locurile de plasare a rozetelor tensometrice pe cadrul lateral al boghiului

În producția Combinatului de utilaj greu din Cluj-Napoca este în curs de asimilare turnarea unor piese din oțel pentru vagoane, cum sînt cadrele laterale ale boghiurilor TNII — —H3 — O. Aceste piese trebuie să prezinte o mare siguranță în funcționare, ceea ce impune un control sever din mai multe puncte de vedere, între care și cunoașterea valorii tensiunilor remanente.

Din practică s-a constat că, la aceste cadre, zonele de concentrare maximă a tensiunilor sînt cele indicate pe figura 1.

Lucrarea prezintă o metodă de stabilire a tensiunilor remanente și unele rezultate obținute la determinările efectuate pe un cadru lateral al boghiului TNII—H3—O.

În majoritatea cazurilor, tensiunile remanente au un caracter triaxial, fiind caracterizate, într-un punct oarecare al piesei, prin tensorul respectiv, putînd atinge valori ridicate (pînă la limita de curgere a materialului sau chiar mai mari). Ele formează, în lipsa sarcinilor exterioare, un sistem în echilibru. De aceea, existența tensiunilor remanente poate fi pusă în evidență prin deranjarea acestui echilibru (prin reducerea dimensiunilor piesei sau prin secționarea parțială a acesteia).

Stabilirea calitativă și estimarea cantitativă a tensiunilor remanente dau posibilitatea înlăturării degradării premature a pieselor, prin tratamente termice de detensionare sau eliminarea variațiilor bruște de contur.

Analiza tensiunilor remanente se realiza în general distructiv, prin tăierea și secționarea unei porțiuni, prin îndepărtarea cîtorva straturi superficiale succesive sau prin scoaterea miezului piesei. Aceste metode distructive dau o indicație calitativă despre prezența sau absența tensiunii, în locul măsurătorilor precise [3]. Măsurarea deformațiilor prin difracție cu raze X oferă o alternativă nedistructivă, dar are propriile sale limite. În afara volumului și complexității echipamentului care, de obicei, exclud aplicațiile practice, tehnice, metoda e limitată la măsurarea deformațiilor numai în straturi de suprafață mici (0,025 mm sau mai puțin).

O metodă modernă, semidistructivă, pentru determinarea tensiunilor remanente este metoda „găurii oarbe" cu martor de deformație.

Practicînd, cu burghiul sau prin frezare, o gaură circulară, după executarea găurii tensiunile suferă o relaxare ovalizînd gaura, lucru ce indică cu aproximație direcția tensiunilor remanente existente în piese. Martorul de deformație, de tip rozetă tensometrică, lipit pe suprafața testată și centrat exact pe centrul găurii practicate, legat la un aparat de măsurare a deformațiilor, poate evalua schimarea în deformație în jurul găurii, datorită relaxării tensiunilor.

Conform notațiilor din figura 2, tensiunile remanente principale și direcțiile acestora se calculează utilizînd următoarele relații [2]:

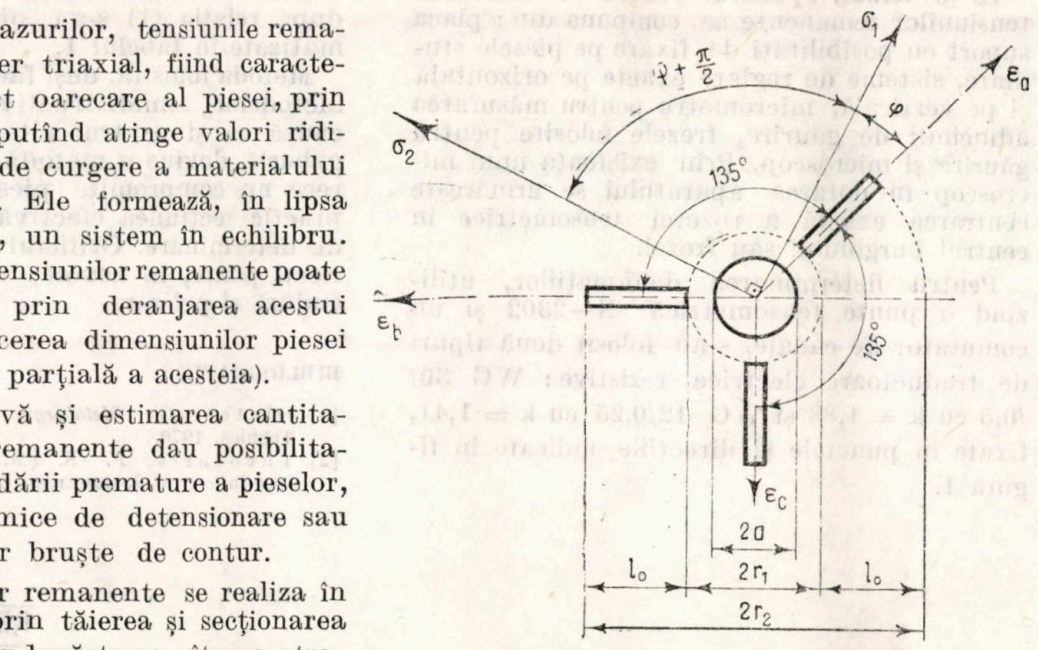


Fig. 2. Schematizarea rozetei tensometrice și principalele elemente de calcul

Tabelul 1

Valorile sistematizate ale deformațiilor

Punctul de măsură	Valorile maxime ale deformațiilor, $\times 10^{-6}$ μm/m			Tensiunile remanente principale, N/mm²		Valoarea unghiului φ, [°]
	ε_a	ε_b	ε_c	σ_1	σ_2	
1	36	32	50	−39,06	−31,74	−30°2 8′
2	−4	−16	100	−48,42	−6,36	−25°48′
3	29	−85	−12	11,41	72,35	20°46′

$$\begin{cases} \sigma_1 = \dfrac{E}{4A}(\varepsilon_b + \varepsilon_c) + \dfrac{E}{4B}\sqrt{(2\varepsilon_a - \varepsilon_b - \varepsilon_c)^2 + (\varepsilon_b - \varepsilon_c)^2} \\ \sigma_2 = \dfrac{E}{4A}(\varepsilon_b + \varepsilon_c) - \dfrac{E}{4B}\sqrt{(2\varepsilon_a - \varepsilon_b - \varepsilon_c)^2 + (\varepsilon_b - \varepsilon_c)^2} \\ \operatorname{tg} 2\varphi = \dfrac{\varepsilon_c - \varepsilon_b}{2\varepsilon_a - \varepsilon_b - \varepsilon_c} \end{cases}$$

$$\begin{cases} A = -\dfrac{a^2}{2}\dfrac{1+\nu}{r_1 r_2} \\ B = \dfrac{2a^2}{r_1 r_2}\left[-1 + \dfrac{1+\nu}{4}a^2\dfrac{r_1^2 + r_1 r_2 + r_2^2}{r_1^2 r_2^2}\right] \end{cases}$$

În principal, aparatul pentru determinarea tensiunilor remanente se compune din : placa suport cu posibilităţi de fixare pe piesele studiate, sisteme de reglare exacte pe orizontală şi pe verticală, micrometru pentru măsurarea adîncimii de găurire, frezele folosite pentru găurire şi microscop. Prin existenţa unui microscop în dotarea aparatului se urmăreşte centrarea exactă a rozetei tensometrice în centrul burghiului sau frezei.

Pentru determinarea deformaţiilor, utilizînd o punte tensometrică N—2302 şi un comutator de canale, s-au folosit două tipuri de traductoare electrice rezistive : WG 30/ /0,5 cu k = 1,88 şi WG 12/0,25 cu k = 1,41, fixate în punctele şi direcţiile indicate în figura 1.

Cu deformaţiile citite în μm/m şi prelucrate după relaţia (1) s-au obţinut valorile sistematizate în tabelul 1.

Metoda folosită, deşi face parte din categoria metodelor semidistructive, pentru piesa în cauză ca şi pentru alte piese de asemenea gabarit, devine o metodă nedistructivă, deoarece nu compromite piesa şi nu diminuează practic secţiunea efectivă a acesteia în zona de determinare. Orificiul realizat fiind superficial poate, la nevoie, să fie remediat prin sudură şi polizare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dieter, G. *Metalurgie mecanică*, Bucureşti, Ed. Tehnică, 1970.

[2] Theocaris, P. S. ş.a. *Analiza experimentală a tensiunilor*, vol. 2, Bucureşti, Ed. Tehnică, 1977.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 7, 1990

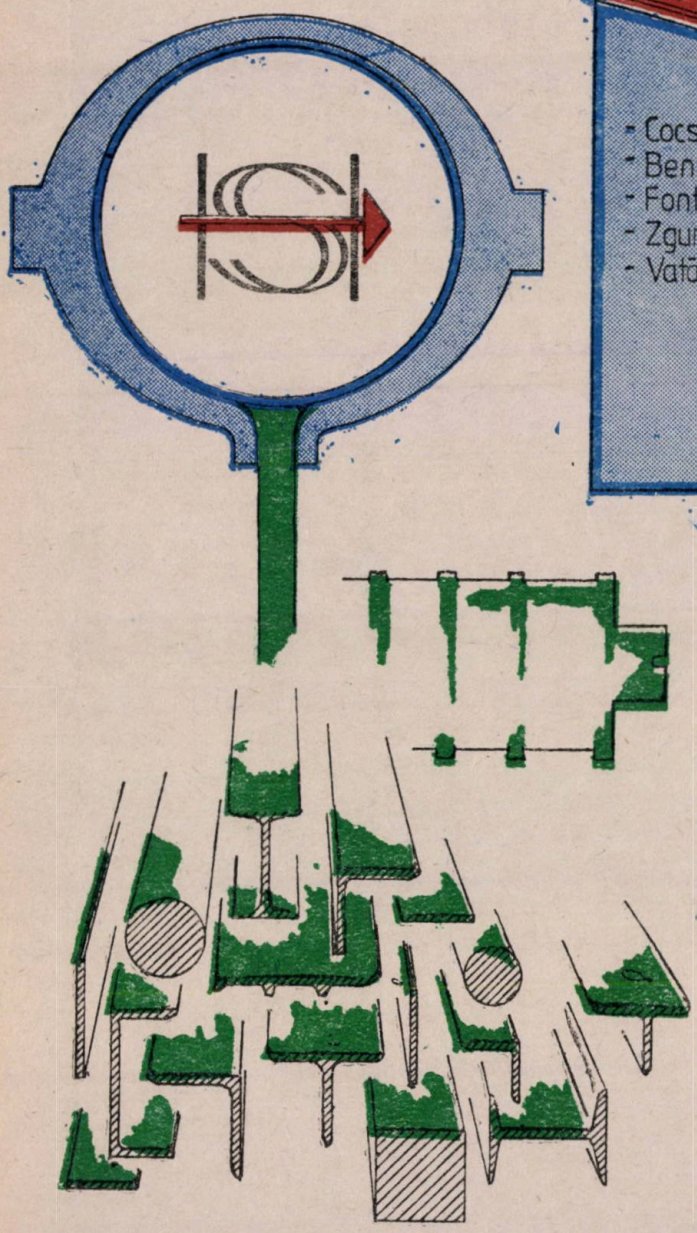
Pregătirea încărcăturii de cărbune în vederea cocsificării, p. 4 — Utilizarea unui jgheab special pentru amestecarea încărcăturii, p. 5 — Comprimarea încărcăturii în cuptoare de cocsificare cu ajutorul unui dispozitiv special, p. 9 — Influenţa fracţiei α de gudron la temperaturi înalte asupra proprietăţilor grafitului cu granulaţie fină, p. 10 — Estimarea pierderilor de cocs în instalaţiile de stingere uscată a cocsului după componenţa gazului recirculat, p. 13 — Materii prime noi pentru fabricarea electrozilor, p. 15 — Extracţia naftalinei din materia primă cocsochimică, p. 19 — Prevenirea depunerilor de carbonat de calciu în sistemele de răcire cu apă, p. 25 — Recomandări privind utilizarea televiziunii industriale în întreprinderile cocsochimice, p. 29 — Aparat de măsurat cu radioizotopi al conţinutului de cenuşă al produselor de îmbogăţire a cărbunelui, p. 31 — Eficienţa tehnico-economică şi aspectele sociale ale tehnologiilor noi de pregătire şi cocsificare a cărbunilor, p. 33 — Aspecte economice ale producţiei de cocs din încărcătura parţial formată şi încălzită, p. 35 — Influenţa compoziţiei granulometrice a încărcăturilor de cărbune asupra proprietăţilor cocsului, p. 37—Metodă de prognozare a rezistenţei cocsului şi calculul compoziţiei încărcăturilor de cărbune, p. 39—Metodă de control suplimentar al producţiei blocului de cocs de cărbune, p. 41 — Indepărtarea uscată a prafului captat în sistemul de evacuare şi epurare al maşinii de încărcat cărbune pentru pregătirea termică a încărcăturii, p. 42 — Interacţiunea compoziţiei şi a gradului de metamorfism cu proprietăţile cocsului de furnal, p. 52 — Filtrarea suspensiilor de cărbune sub presiune, p. 53.

SIDERURGICA SA

Registrul comerțului nr: J 20/41/1991
Sediul: HUNEDOARA str. Dr. Petru Groza nr. 8, jud. HUNEDOARA, cod. 2750
tf. 957/16121(*); 16131(*) tx. 72411; 72412

PRODUCE

- Cocs metalurgic
- Benzen, naftalină, smoală, sulf,
- Fontă de afinare si de turnătorie
- Zgură granulată si expandată
- Vată de zgură



- Tagle pentru tevi din otel carbon slab aliat, aliat și înalt aliat (inoxidabil)
- Blumuri și tagle din otel carbon slab aliat, aliat si înalt aliat pentru productia de piese în constructia de masini
- Tagle din otel pentru rulmenți.

- Profile fasonate: I, U, cornier, T
- Profile pentru:
  - șenile de tractor și excavatoare
  - brăzdar de plug
  - armături de mină
  - transportoare miniere
- Sirme pentru armături de betoane, trăgătorii, cord metalic.
- Piese turnate si forjate.

CONDIȚII DE PREZENTARE A MANUSCRISELOR PENTRU REVISTA „METALURGIA"

1. *Textul* unui articol să nu depășească 6 pagini de 2000 de semne.

2. Articolul se *dactilografiază* la două rînduri, pe o singură față a filei. Formulele se scriu clar, cu semnele matematice și literele conform STAS.

3. Articolul va fi însoțit de un *rezumat* pe o filă separată în limbile engleză, germană, franceză și rusă.

4. *Desenele* se execută în tuș pe calc. Grosimea liniilor și curbelor, precum și mărimea literelor și cifrelor trebuie să fie corelate cu gradul de micșorare .Figurile foto trebuie să fie clare și cu contrast pronunțat.

5. *Figurile* și *tabelele* se menționează în text. Articolul va fi însoțit de un borderou de figuri, dactilografiat pe o pagină separată.

6. *Tabelele* se dactilografiază pe pagini separate (în text se va indica locul acestora).

7. *Bibliografia* se prezintă în conformitate cu STAS 6158-60 și anume, — cărți : numele autorului, inițiala prenumelui autorului, titlul cărții (la lucrările străine se va indica titlul în original, orașul în care a apărut lucrarea, editura, anul apariției, pagina la care se trimite sau prima și ultima pagină a fragmentului) ;

— periodice : numele autorului, inițiala prenumelui autorului, titlul articolului (la lucrările străine se va indica titlul în original), titlul periodicului, țara, numărul de ordine al periodicului, anul de apariție, prima și ultima pagină a fragmentului citat.

Bibliografia se va dactilografia de asemenea pe o pagină separată de text.

8. Predarea la redacție a manuscrisului dactilografiat se va face în două exemplare (un original și o copie).

Desenele pe calc și fotografiile se dau într-un singur exemplar.

9. Autorul trebuie să garanteze conținutul științific al articolului. **În timpul fazelor redacționale și tipografice nu se adaugă intervenții în text.**

10. Manuscrisele predate redacției nu se mai restituie autorului, chiar dacă nu se publică.

Materialele, prezentate conform indicațiilor de mai sus, se primesc la redacția revistei „Metalurgia", la următoarea adresă :

SIDEROM S.A. — CIDMET

București, str. Mendeleev nr. 21—25, sect. 1, cod. 70168.

Informații și relații se pot obține la telefonul 59.49.90.

Redacția

E 3280

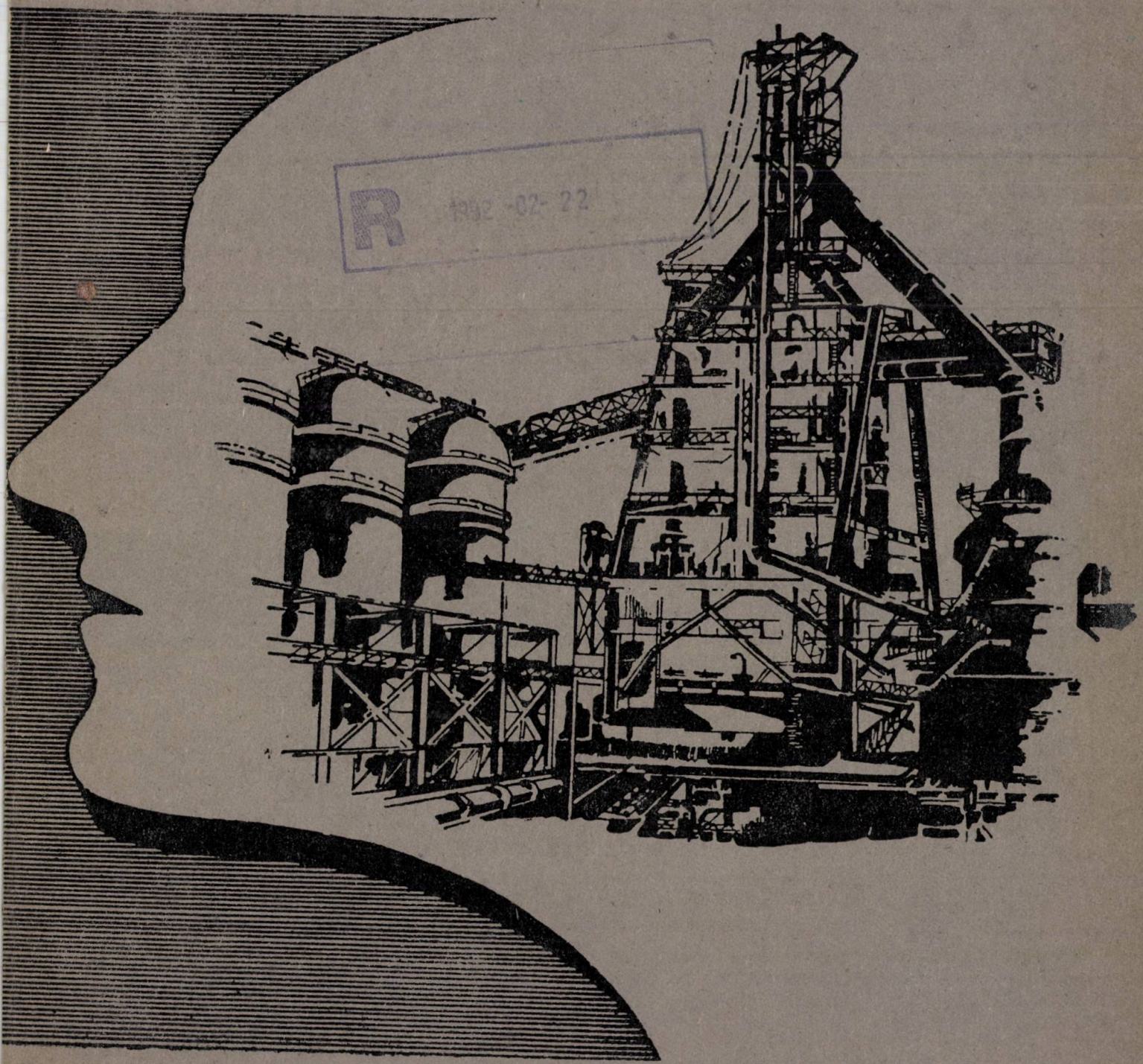
METALURGIA

KOH

REFERÁLVA

Nr. 7

METALURGIA • BUCUREŞTI
ANUL XLIII • IULIE 1991



R 1992 -02- 22

industria sîrmei s. a.
Cîmpia Turzii

145, Laminoriștilor Street
code 3351, Cluj-Napoca
Phone: 953/69 15 0;
68083
Telex: 31 282

offers offers offers

Alloyed and unalloyed ingot steel, polyhedral alloyed and unalloyed ingot steel

Alloyed and unalloyed steel blooms and rerolling billets

Long sections of: rimmed steel, killed steel and high quality carbon steel, carbon tool steel, alloy steel, spring steel, ball bearing steel.

Wire rod of: rimmed steel, rimmed steel for welding, plain carbon steel for pre-stressed concrete, spring plain carbon low-alloy steel, alloy steel, alloyed welding steel and CO_2 welding high-alloy steel, sainless steel, resistive steel monel, monel steel concrete iron.

Hard drawn wire with resistance under 50 kgf/mm²

— black soft wire, wire for bundling, bright hard wire, dull hard wire, bright soft coppered wire, bright hard coppered wire, pin wire, reed wire, flat wire for polygraphy, semi-round wire for locking pin, wire for champagne brooch, flat wire, square wire and welding wire

Hard drawn wire with resistance over 50 kgf/mm²

— pre-stressed concrete steel wire and strand
— dull and galvanized cable wire
— dull and galvanized aluminium cable wire
— unalloyed steel spring wire, alloyed steel spring wire and upholstery spring wire
— galvanized wire for conveyer belts
— wire for auto and velo beads
— brassed wire for houses reinforcement
— alloyed steel wire for welding, including CO_2 welding
— spring wire, stainless steel wire
— OTEVA steel wire
— wire for thermocouples and for heating elements

Galvanized and tinned wire
Black and tinned barbed wire
Cable wire
Welding electrodes
Nails and pins
Dies, sintered parts and iron powder
Industrial oxygen and nitrogen

for you!

Drawn bars peeled and polished bars
Welding flux
Industria sîrmei S.A. manufacures:
— spare parts
— metallic constructions
— steel rolls
— steel and non-ferrous metal castings

INDUSTRIA SÎRMEI S. A. Cimpia Turzii *the best partner for you to obtain a good product at a good price.*

PROMPT DELIVERY, AT REQUEST!

1992 FEB 23

METALURGIA 7

ORGAN AL DEPARTAMENTULUI INDUSTRIEI METALURGICE 1991

CUPRINS

Oprescu, I., Gheorghiu, Fl. şi Semeneseu, A.: **Cercetări privind procesul de evacuare a volatilelor prin stratul de material de impachetare la coacerea produselor carbonice** 7

Rizescu, C.: **Probleme tehnologice ale insuflării oxigenului la elaborarea oţelurilor (I)** 13

Pârvu, Gh., Miron, V., Miulescu, M. şi Pleşa, D.: **Studiul deformării la cald a oţelului cu 3% Si** 21

Gheorghe, D., Dumitrescu, C., Şaban, R., Bunea, D., Zamfir, Simona, Constantin, N. şi Bojin, D.: **Cercetări experimentale privind posibilităţile de utilizare a unui oţel rapid cu compoziţie chimică economică pentru scule specifice fabricaţiei de ţevi laminate la rece** 29

Gavriliu, Ştefania, Soptea, Elena şi Enescu, Elena: **Contacte electrice AgNiC obţinute prin metalurgia pulberilor** 36

REVISTA REVISTELOR 12; 20; 35; 38

PREŞEDINTELE COLEGIULUI DE REDACŢIE: ing. SORIN DIMITRIU

COLEGIUL DE REDACŢIE:

SORIN DIMITRIU, IOAN VÎRCOLACU, CONSTANTIN COSNEANU, VASILE POPESCU, TITI DULĂMIŢĂ, TRAIAN DUMITRESCU, RADU CONSTANTIN GELU, ION PRISECARU, IOAN FLORENTIN SANDU, FLOREA OPREA, VIOREL MUNTEANU, BUJOR ROŞCA, LAURENŢIE SOFRONI, EMIL FLORIAN, CONSTANTIN DUMITRESCU, SILVIU SAMOILESCU, ION CHIOSE, RADU HANGA, PETRE BOTORAN, SANDU EUGEN, OVIDIU GRĂMADĂ, ION IACOBESCU, PETRE IANC, GHEORGHE PĂRVU, GHEORGHE LEPĂDATU, IULIAN RIPOŞAN

Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, Bucureşti, str. 30 Decembrie, nr. 2

Şef CIDMET: ing. **Brânduşa Florentina Scorţea**

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor: ELENA PĂRVU

Revista METALURGIA, organ al Departamentului Industriei Metalurgiei — Redacţia şi administraţia: Bucureşti, str. Mendeleev 21—25, sectorul 1, telefon 59.49.90. Revista este editată de SIDEROM S.A. Instituţiile pot achita abonamentele în contul nostrul de virament nr. 30 1520201 BCR-SMB. Costul unui abonament: lei 600 anual. Costul unui exemplar: lei 50. Tiparul I. P. „Universul", str. Brezoianu, nr. 23—25 Bucureşti

S.C. „UNIVERSUL" c. 3217

CONTENTS

DC: 622.749

Oprescu, I., Gheorghiu, Fl. and Semenescu, A.: **Researches on the volatile matters exhaust through packing layer during carbonic products baking**

The exhaust of distilled volatile matters during carbonic products baking through packing layer improves the baked products quality and the baking oven operation conditions.

The work carries out the volatile matters exhaust and establishes its parameters. The specific resistance and packing layer geometry influence on it permeability during volatile matters flux passing is theoretically and experimentaly studied.

At the same time, pressure drop in layer was determined. Finally, the values of the technological variables necessary for a proper exhaust in annular continuous and discontinuous ovens are established.

Metalurgia 43 (1991), nr. 7, p. 7—12

DC: 669.161.18

Rizescu, C.: **Technological aspects of oxygen blowing into molten steel bath (I)**

Using the published data, the work carries out the main technological aspects of lance oxygen blowing into converter molten steel bath. It is in the habit of using ARHIMEDE criterion to describe the interaction of oxygen jet with molten steel. The characteristics of oxygen jet molten steel are presented.

Metalurgia 43 (1991), nr. 7, p. 12—20

DC: 539.374: 669.14.018.583

Pîrvu, Gh., Miron, V., Miulescu, M. and Pleşa, D.: **3 % Si steel hot deformation**

The work studies the deformation and recrystallization phenomena of 3 % Si steel structure by laboratory simulation and industrial experiments in rolling conditions at finishing train and at the last breaking down stands, as well as the GOSS structure in 3 % Si steel hot rolled strip. Deformation capacity increases at the same time with deformation rate and temperature.

At deformation temperatures over 1200°C, specific to breaking down rolling, the structure recrystalizes in all reduction degrees used in industry (30—60 %). At deformation temperatures under 1150°C, specific to rolling in finishing stands, complete recrystallization is not carried out at all reduction degrees used in industry. Structure recrystallization in zones near strip surface begins after deformation in stands 3,4. The effect of molybden addition on GOSS structure in hot rolled strip is more intensive than the decrease of the rolling final temperature.

Metalurgia 43 (1991), nr. 7, p. 21—28

DC: 621.785: 669.14.018.252.3

Gheorghe, D., Dumitrescu, C., Şaban, R., Bunea, D., Zamfir, Simona, Constantin, N. and Bojin, D.: **Experimental researches regarding the use of high speed tool steel (with economic chemical composition) for rolled tubes**

Taking into account the new direction of the traditional steelmakers regarding the molybdenum and niobium steelmaking as well as increasing of silicon content, the authors study the posibilities of using high speed steel with law content of expensive alloying elements to manufacture tools for tube cold rolling.

The work presents steelmaking route, final thermal treatment and tool testing.

Metalurgia 43 (1991), nr. 7, p. 29—35

DC: 621.762

Gavriliu, Ştefania, Soptea, Elena and Enescu, Elena: **AgNiC electric contacts obtained by powder metallurgy**

The work presents the results regarding the manufacturing of AgNiC sinterized electric contacts in order to decrease Ag consumption by its partial replacing with 1—50 % Ni in AgC_3 and AgC_5 contacts. During sinterization process of AgNiC compounds in H_2, graphite weight losses due to heterogeneous catalysis reaction at Ni and C bounderies have been observed. For a proper composition it is recommended AgNiC compounds sinterization in inert medium: N_2 or Ar. For sinterization in H_2, it is necessary a superzdozing of graphyte because of losses due to these decarburization reactions.

Metalurgia 43 (1991), nr. 7, p. 36—38

INHALT

DK: 662.749

Opresecu, I., Gheorghiu, Fl. und Semensecu, A.: **Untersuchungen angesichts des Abführungsvorgangs der flüchtigen Bestandteile durch die Verpackungswerkstoffschicht während der Reifung der kohlensauren Produkte**

In der Arbeit wird der Abführungsvorgang der flüchtigen Bestandteile analysiert und dessen Parametern festgesetzt. Auf dieser Grundlage wird, theoretisch und experimentell, der Einfluss des spezifischen Widerstands und der Geometrie der Verpackungsschicht auf dessen Permeabilität während des Durchgangs der flüchtigen Bestandteile studiert und der Druckabfall der Schicht bestimmt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 7, p. 7—12

DK: 669.161.18

Rizescu, C.: **Verfahrenstechnische Probleme im Bereich des Sauerstoffeinblasens während der Stahlherstellung (I)**

Die Arbeit analysiert, anhand den veröffentlichten Daten, die wichtigsten verfahrenstechnischen Ansichten des Sauerstofflanze-Einblasens, speziellerweise was die Konvertern betrifft.

Es wird die Nützlichkeit des Einsatzes des ARHIMEDE-Kriteriums, bei der Beschreibung der Wechselwirkung des gasförmigen Sauerstoffstrahls mit der Metallschmelze dargestellt. Es werden die Kennzeichen der o.g. Wechselwirkung analysiert.

Metalurgia 43 (1991), nr. 7, p. 13—20

DK: 539.374: 669.14.018.583

Pîrvu, Gh., Miron, V., Miulescu, M. und Pleşa, D.: **Erforschung der Warmverformung des Stahls mit 3% Si**

In der vorliegenden Arbeit wird eine Untersuchung betreffs den Verformungs-und Rückkristallisationserscheinungen der Struktur eines 3% Si-haltigen Stahls durch Laborsimulieren und industriellen Versuchen, dargestellt.

Bei Verformungstemperaturen von mehr als 1200°C, die spezifisch für das Vorwalzen sind, wird die Struktur rekristallisiert (30—60%).

Bei Verformungstemperaturen unter 1150°C, die spezifisch für Fertiggerüsten sind, findet keine komplette Rekristallisation statt, und zwar bei den industriell anwendbaren Reduktionsgraden. Die Rekristallisation der Struktur der Zonen, die nahe von der Bandoberfläche liegen, beginnt nach der Verformung der 3,4-Gerüste.

Die Einwirkung des Molybdänzusatzes ist höher auf die Zunahme der GOSS-Textur der warmgewalzten Band, als die Abnahme der Endtemperatur während des Walzens.

Metalurgia 43(1991), nr. 7, p. 21—28

DK: 621.785: 669.14.018.252.3

Gheorghe, D., Dumitrescu, C., Şaban, R., Bunea, D., Zamfir, Simona, Constantin, N. und Bojin, D.: **Experimentelle Erforschungen betreffs den Einsatzmöglichkeiten eines Schnellarbeitwerkzeugstahls (mit einer wirtschaftlichen chemischen Zusammensetzung) der spezifisch für die Herstellung von kaltgewalzten Rohren ist**

Ausgehend von den neuen Orientierungen der traditionellen Schnellarbeitsstahlherstellern, der Herstellung einiger Molybdän-und Niobiumlegierten Stähle, sowie der Erhöhung des Siliziuminhalts, haben die Autoren als Ziel die Erforschung der Einsatzmöglichkeiten eines Schnellarbeitsstahls mit niedrigen Gehalt von teuren und ungenügenden Legierungselementen die bei der Herstellung einiger für kaltgewalzte Rohren spezifischen Werkzeuge angewandt werden, ausgewählt.

In der Arbeit werden der Herstellungsvorgang, die Endwärmebehandlung und die Prüfung während der Betriebsweise, der aus dem o.g. Werkstoff hergestellten Werkzeuge, dargestellt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 7, p. 29—35

DK: 621.762

Gavriliu, Ştefania, Soptea, Elena und Eneseu, Elena: **Aufgrund von Pulvermetallurgie erhaltenen AgNiC-Elektrokontakte**

Die Arbeit beinhaltet die Ergebnisse der Erforschungen die für die Erhaltung der sinterisierten AgNiC-Elektrokontakte durchgeführt wurden, mit dem Ziel der Verminderung des Ag-Verbrauchs durch dessen teilweisen Ersatz von 1...50%Ni in den AgC_3 und AgC_5-Kontakten.

Während des Sinterungsprozesses der AgNiC-Verdichtungen in H_2 wurden Gewichtverluste beobachtet, als Folge einiger heterogenen Katalysereaktionen für Ni-und C-Korngrenzen.

Deswegen wird für die Erhaltung der erzielten Zusammensetzung die Sinterung der AgNiC-Verdichtungen im inerten Medium:-N_2 oder Ar empfohlen. Im Falle der Sinterung im H_2 wid eine den Verlusten entsprechende Graphitüberdosierung durchgeführt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 7, p. 36—38

SOMMAIRE

CD: 662749

Opresecu, I., Gheorghiu, Fl. Georgescu, Mariana et Semenescu, A.: **Recherches concernant le processus d'évacuation des matières volatiles à travers la couche de matériel de paquetage au cours de la cuisson des produits carboniques**

L'évacuation des matières volatiles distillées pendant la cuisson des produits carboniques à travers la couche de matériel de paquetage augmente la qualité des produits cuits et le régime de fonctionnement des fours de cuisson.

On analyse le processus d'évacuation des volatiles et on établi ses paramètres. A partir de ces données on étudie, d'une manière téorique et expérimentale, l'influence de la résistance spécifique et de la géometrie de la couche de matériel d'empaquetage sur sa perméabilité au cours du passage du flux de volatiles; on détermine également la chute de tension dans la couche.

Finalement, on détermine les valeurs des variables technologiques nécessaires pour une correcte évacuation des volatiles au cours de la cuisson des produits carboniques dans les fours continus annulaires et dans les fours discontinus.

Metalurgia 43 (1991), nr. 7, p. 7—12

CD: 669.161.18

Rizescu, C.: **Problèmes technologiques de l'injection de l'oxygène au cours de l'élaboration de l'acier (I)**

A partir des données publiées dans la littérature de spécialité, l'article analyse les principaux aspects technologiques de l'injection de l'oxygène à l'aide de la lance dans les convertisseurs. Le critère d'Arhimède est utilisé afin de faire la description de l'interaction du jet d'oxygène gazeux avec l'acier liquide. On analyse également les caractéristiques de cette interaction.

Metalurgia 43 (1991), nr. 7, p. 13—20

CD: 539.374: 669.14.018.583

Pirvu, Gh., Miron, V., Miulescu, M et Pleaşa, D: **L'étude de la déformation à chaud de l'acier à 3% Si**

L'article analyse les phénomènes de déformation et de recristalisation de la structure d'un acier à 3% Si par simulation en laboratoire et expérimentations à l'echelle industrielle, en conditions de laminage au train finisseur et aux dernieres cages dégrossisseuses, de même que la formation de la texture GOSS dans la bande laminée à chaud.

La capacité de deformation de l'acier à 3% Si augmente en même temps que la température et la vitesse de deformation. Pour températures de déformation au-delà de 1200°C, spécifiques au laminage dans les cages degrossisseuses, la structure recristalise dans toute la gamme des degrés de réduction appliquable dans l'industrie (30—60%).

Pour températures de déformation au dessous de 1150°C, spécifiques au laminage dans les cages finisseuses, la recristallisation complète au degrés de réduction appliquable dans l'industrie n'a pas lieu. La recristallisation de la structure dans les zones situées près de la surface de la bande commence après la déformation dans les cages 3,4.

Metalurgia 43 (1991), nr. 7, p. 21—28

CD: 621.785: 669.14.018.252.3

Gheorghe, D., Cumicrescu, C., Şaban, R., Bunea D., Zamfir, Simona, Constantin, N. et Bojin, D.: **Recherches expérimentales concernant les possibilités d'utilisation d'un acier rapide pour outils (à composition chimique économique) à la fabrication des tubes laminés à froid**

A partir des nouvelles orientations des fabricants traditionnels d'aciers rapides pour la fabrication de certains types d'aciers alliés à molybdène et à niobium, de même que pour augmenter le contenu de silicium, les auteurs analysent les possibilités d'utiliser un acier rapide à teneur réduit en éléments d'alliages coûteux et déficitaires pour fabriquer des outils spécifiques à la fabrication des tubes laminés à froid.

L'article présente le processus d'élaboration de l'acier, le traitement thermique final de même que les essais en opération des outils fabriqués de ce matériel.

Metalurgia 43 (1991), nr. 7, p. 29—35

CD: 621.762

Gavrilu, Ştefania, Soptea, Elena et Enescu, Elena: **Contacts electriques AgNiC obtenus par la métallurgie des poudres**

L'article présente les resultats des recherches effectuées afin de diminuer la consommation d'Ag, en le remplaçant partiellement par 1—50% Ni dans les contacts AgC3 et AgC5.

Dans le processus de sintérisation des comprimés AgNiC en H_2 on a constanté des pertes de poids du graphite à cause de certaines réactions de catalyse hétérogène aux limites des granules de Ni et C.

Afin d'obtenir la composition desirée, on récommande la sinterisation des comprimés AgNiC en milieu inerte: N_2 ou Ar. Dans le cas de la sintérisation en H_2 on fait une surdosage du graphite correspondant aux pertes dues à la réaction de décarburation.

Metalurgia 43 (1991), nr. 7. p. 36—38

СОДЕРЖАНИЕ

ДК:662.749

Опреску, И., Георгиу, Ф., и Семенеску, А.: **Исследования процесса отвода летучих через слой пакетированного материала при спекании углеродистых изделий**

Отвод дистиллированных летучих при спекании угреродистых изделий через слой пакетированного материала обусловливает качество спеченных изделий и режим работы обжиговой печи.

В работе анализируется процесс отвода летучих и определяются его параметры. На этой основе теоретически и экспериментально изучается влияние специфического сопротивления и геометрии слоя пакетированного материала на его проницаемость при проходе потока летучих, определяя перепад давления в слое.

Также определены значения технологических переменных, необходимых правильному отводу летучих при спекании углеродистых изделий в проходных кольцевых и прерывистых печах.

Metalurgia 43 (1991) nr. 7, p. 7—12

ДК:669.161.18

Ризеску, К.: **Технологические вопросы вдувания кислорода при выплавке стали (I)**

Работа анализирует на основе публикуемых данных в литературе по специальности основные технологические аспекты вдувания через фурму, со специальным указанием на конверторы. Указывается на целесообразность применения критерия АРХИМЕДЕ в описании взаимодействия струи газообразного, кислорода с металлическим расплавом. Анализированы характеристики этого взаимодействия.

Metalurgia 43 (1991) nr. 7, p. 13—20

ДК:539.374.14.018.583

Пырву, Г., Мирон, В., Миулеску, М. и Плеша, Д.: **Изучение горячей деформации стали с 3% Si**

В работе исследованы явления деформации и рекристаллизации структуры стали с 3% Si имитированием в лаборатоpе и промышленными испытаниями, а также и образование структуры GOSS в горячекатанной ленте.

Деформируемость стали с 3% Si пропорционально повышению температуры и с,орости деформации.

Деформируемость стали с 3% Si пропорциональна повышению температуры и скорости деформации.

При температурах деформации более 1200°C, специ-ичные обжимной прокатке, структура рекристаллиф руется во всем диапазоне степеней обжатия промышаи нно примененные (30—60%).

При температурах деформации ниже 1150°C, специфичные прокатке в чистовых клетях, не имеет место полная рекристаллизация при степенях обжатия промышленно примененные. Ре,ристаллизация структуры вблизи поверхности ленты начинает после деформации в клетях 3, 4.

На интенсификацию структуры GOSS в горячекатанных лентах эффект добавки молибдена сильнее чем снижение конечной температуры прокатки.

Metalurgia 43 (1991) nr. 7, p. 21—28

ДК:621.785:669.14.018.252.3

Георге, Д., Думитуеску, К., Щабан, Р., Бунеа, Д., Замфир, Симона, Константин, Н. и Божин, Д.: **Экеперимeнтальные исследования относительно возможности применения быстрорежущих инструментальных сталей (с экономичным химическим составом) для производства холоднокатанных труб**

Отходя от новых напрявлений традиционных производителей быстрорежущих сталей относительно производства легированных сталей молибденом и ниобием, а также и повышение содержания кремния, авторы предложили исследование воэможностей применения быстрорежущ ей стали с низким содержанием дорогих и дефицитных легирующих элементов в изготовлении специфичных инструментов для прозводства холоднокатанных труб.

В работе представлен способ выплавки стали, конечная термообработка и наладка в работе инструментов из этого материала.

Metalurgia 43 (1991) nr. 7, p. 29—35

ДК:621.762

Гаврилиу, Штефания, Шонтеа, Елена и Енеску, Елена: **Электрические контакты AgNiC полученные порошковой металлургией**

Работа представляет результаты исследований при получении электрических спеченных контактов AgNiC для снижения расходов Ag частичной заменой этого с I...50%Ni в контактах AgC3 и AgC5.

В процессе спекания контактов AgNiC в H_2 выявлены потери веса графита из-за реакции гетерогенного катализа при границах гранул Ni и C.

Для получения необходимого состава рекомендуется спекание контактов AgNiC в инертной среде: N_2 или Ar.

. При спекании в H_2 расчитывается сверхдозировка графита, соответствующая потерям из-за этих реакций обезуглероживания.

Metalurgia 43 (1991) nr. 7, p. 35—38

---

metalexportimport

BUCHAREST – ROMANIA ○ 21 – 25, D.I. MENDELEEV ST. ◎ TEL.: 59.68.25 ○ TELEX: 11515 metal r

FLAT PRODUCTS • hot rolled steel plates; cold rolled steel sheet; galvanized steel sheets; cold rolled non-oriented grain silicon steel strip

HOT ROLLED STEEL PROFILES • channels UNP; joists INP; equal angles; unequal angles; flat bars; square bars; round bars; alloyed and high speed tool steel; hot rolled round ball-bearing steel

STEEL WIRE AND WIRE PRODUCTS • nail wire; welding electrodes wire; galvanized barbed wire type JOWA; bright steel wire for pre-stressed concrete (PC wire); brass plated steel cord for tyres; welding electrodes; bronze plated steel wire; stud link anchor chain cable; steel wire ropes, bright or galvanized; round wire nails; soft galvanized steel wire; stress relieved steel wire strands

REINFORCING STEEL AND WIRE ROD SEAMLESS AND WELDED TUBES • seamless steel pipes; seamless steel plain end line pipe; seamless steel casing; ERW pipes; longitudinally ERW pipes; cold formed profiles; cold formed profiles from hot rolled steel strip

ALUMINIUM INGOTS AND ALUMINIUM PRODUCTS

• sheets; foils; square; round; hexagonal bars, tubes, extruded profiles

Make Us Your Partner

for Success!

...for Success!

...for Success!

METALEXPORTIMPORT S.A. ROMANIA

Prof. dr. ing. I. Oprescu,
conf. dr. ing. Pl. Gheorghiu
și ing. A. Semenescu
Institutul Politehnic București

CERCETĂRI PRIVIND PROCESUL DE EVACUARE A VOLATILELOR PRIN STRATUL DE MATERIAL DE IMPACHETARE LA COACEREA PRODUSELOR CARBONICE

CZ: 662. 749

Proprietățile materialelor de împachetare și influența acestora asupra caracteristicilor produselor carbonice supuse coacerii [1], [2] sînt, în general, bine cunoscute.

În mai mică măsură sînt studiate rezistența gazodinamică (inversul permeabilității la gaze) a stratului de material de împachetare și influența acesteia asupra evacuării volatilelor distilate din produse în timpul coacerii, deși modul de decurgere a acestui proces are consecințe tehnico-economice foarte importante.

Astfel, evacuarea continuă și uniformă a volatilelor prin stratul de material de împachetare este un factor care favorizează atît o structură și proprietăți uniforme în masa produselor coapte și lipsa defectelor de suprafață, cît și menținerea echilibrului termic al cuptorului în intervalul transformărilor de bază (300—500°C în produs). De asemenea, ea condiționează menținerea caracteristicilor materialului de împachetare uzat, care tinde să se aglutineze datorită proprietăților sale absorbante. Mai mult, la coacerea produselor în casete metalice, în cuptoare discontinue, evacuarea defectuoasă a volatilelor are ca efect apariția fenomenului de aderență a produselor la casete, ceea ce duce la creșterea pierderilor prin ruperea produselor, la necesitatea unei curățiri laborioase a suprafeței acestora, precum și la micșorarea durabilității casetelor.

Scopul lucrării îl constituie studierea factorilor principali care determină procesul de evacuare a volatilelor prin stratul de material de împachetare, și anume: rezistența gazodinamică a acestuia și gradientul de presiune pe înălțimea produselor; stabilirea valorilor variabilelor tehnologice necesare pentru o evacuare continuă și uniformă a volatilelor distilate din produsele carbonice supuse operației de coacere.

Factorii determinanți ai procesului

Rezistența specifică a stratului granular de material de împachetare la trecerea fluxului gazos r (inversul permeabilității specifice sau al coeficientului de permeabilitate p a acestuia) este exprimată de relația generală [3], [4]:

$$r = \frac{1}{\rho} = \frac{150(1-\varepsilon)^2}{\varepsilon^3} \cdot \frac{1}{(c_\rho . d)^2} \quad [m^{-2}] \qquad (1)$$

unde: ε este porozitatea stratului (fracția de goluri); d — diametrul particulei considerată sferică, m; c_f — factorul de formă al particulei sferice, în care constanta:

$$K = \frac{150(1-\varepsilon)^2}{\varepsilon^3 \cdot C_p^2} \qquad (2)$$

are valoare dependentă de d, deci de clasele granulometrice ale materialului, deoarece porozitatea ε și coeficientul de formă c_f variază de la o clasă granulometrică la alta.

Majoritatea autorilor [4], [5] consideră, cu suficient de bună aproximație, valorile medii statistice $\bar{\varepsilon}$ și $\bar{c}_f$ pentru un spectru granulometric dat, în acest caz constanta K fiind valabilă pentru întregul spectru granulometric.

Rezistența R a stratului granular de material de împachetare cu o geometrie dată, prin care trece fluxul de volatile din produsele carbonice supuse coacerii (inversul permeabilității P a stratului) este:

$$R = \frac{1}{p} = \frac{1}{A}\int_0^H r(H) \cdot \eta(H) \cdot dH, \quad [N_s/m^5] \qquad (3)$$

unde: η este viscozitatea dinamică a volatilelor la temperatura de curgere [Ns/n²]; H — înălțimea stratului, m; A — aria liberă a secțiunii transversale a stratului (perpendiculară pe direcția de curgere), m².

Relația (3) ține seamă de faptul că rezistența specifică r variază îndeosebi pe înălțimea stratului (datorită în special variației porozității ε); de asemenea, viscozitatea η a gazelor variază cu temperatura, care prezintă un gradient pe înălțimea stratului.

Considerînd cu aproximație $r = ct$ și $\eta = ct$ în raport cu H, relația (3) devine:

$$R = r \cdot \eta \cdot \frac{H}{A} = \frac{1}{p} \cdot \eta \cdot \frac{H}{A}, \quad [Ns/m^5] \qquad (4)$$

raportul H/A putînd fi denumit factorul geometric al stratului f_G.

Căderea de presiune Δ_p pe fețele stratului granular, care asigură curgerea (în regim la-

minar) a unui flux gazos de debit Q[m³/s], în condiţii date de temperatură şi presiune, este:

$$\Delta_p = R \cdot Q = \frac{1}{p} \cdot Q, \quad [N/m^2] \qquad (5)$$

Se mai utilizează şi relaţia [4]:

$$\Delta_p = R \cdot \frac{Qm}{\rho\, 20} \cdot f_T = \frac{1}{p} \cdot \frac{Qm}{\rho\, 20} \cdot f_T, \quad [N/m^2] \qquad (6)$$

unde: Qm este debitul masic de volatile, kg/s; $\rho 20$ — densitatea volatilelor la 293 K, kg/m³; f_T — factorul de temperatură.

Factorul de temperatură este:

$$f_T = \frac{Ta + 3.Tv}{4.Ta} \qquad (7)$$

unde: Ta este temperatura ambiantă, K;
Tv — temperatura volatilelor, K.

Analiza succintă a relaţiilor (4) — (7) pune în evidenţă factorii determinanţi ai procesului:

— caracteristicile stratului granular de material de împachetare (ε, d, c_f): o rezistenţă mică (permeabilitate mare) se obţine la porozitate mare (realizată de un material cu spectru granulometric cît mai restrîns, în funcţie de modul de aşezare a particulelor considerate sferice ε = 0,2595 — 0,4764); o suprafaţă specifică mică, deci un diametru d al particulelor cît mai mare şi un factor de formă c_f cît mai apropiat de unitate (particule de formă cît mai apropiată de cea sferică);

— viscozitatea fluidului η dependentă de temperatură; creşterea viscozităţii dinamice a gazelor o dată cu temperatura duce la scăderea permeabilităţii;

— geometria stratului (H,A), o rezistenţă mică obţinîndu-se la straturi de înălţime H mică şi secţiune A mare, deci cu factor geometric f_G mic;

— pentru asigurarea unui debit constant de volatile prin stratul de material de împachetare de rezistenţă R dată este necesar ca între feţele acestuia să se realizeze diferenţa de presiune Δp, care să compenseze pierderea de presiune în strat; în caz contrar, viteza fluxului gazos se micşorează şi la limita aceasta nu poate trece prin strat.

Deci, condiţiile tehnologice principale care determină evacuarea volatilelor din produsele carbonice supuse coacerii prin materialul granular de împachetare sînt următoarele:

— realizarea unei rezistenţe specifice minime (permeabilităţi specifice maxime) prin alcătuirea stratului din particule de material de împachetare cu diametru convenabil (cît mai mare, însă sub 6—7 mm, pentru a se preveni apariţia defectelor de suprafaţă ale produselor), spectru granulometric cît mai restrîns şi formă cît mai apropiată de cea sferică;

— realizarea unei geometrii convenabile a stratului cu un factor geometric cît mai mic, în limitele impuse de înălţimea produselor;

— realizarea în cuptor în camerele sau în perioada de distilare (în funcţie de tipul cuptorului) a unei diferenţe de presiune pe înălţimea casetelor (ceramice sau metalice), care să compenseze pierderea de presiune a volatilelor la trecerea prin stratul de material de împachetare;

— menţinerea unor caracteristici granulometrice constante ale materialului de împachetare reutilizat.

Determinarea rezistenţei specifice a stratului de material de împachetare

Calculul dependentei r, p, (d) cu relaţia (1) necesită, după cum rezultă din cele de mai sus, aprecierea cît mai obiectivă, pe cale experimentală, a valorilor porozităţii ε şi a factorului de formă c_f pentru fiecare clasă granulometrică. Unii autori [5] au obţinut valorile medii: $\bar{\varepsilon} = 0{,}3$ şi $\bar{c}_f = 0{,}6$ cu care relaţia (1) devine:

$$r = \frac{1}{p} = \frac{7561{,}72}{d^2}, \quad [m^{-2}] \qquad (8)$$

Aceste valori evident nu pot fi generalizate ele variind de la un material de împachetare la altul.

S-a efectuat studiul experimental al unor materiale de împachetare, pe clase granulometrice separate din spectrul granulometric 0,3 — 6,5 mm; coeficientul de formă c_f s-a determinat microscopic, iar porozitatea ε şi rezistenţa specifică r s-au determinat într-o instalaţie de laborator [6] prin măsurarea rezistenţei R a unui strat granular de geometrie dată, pe baza relaţiilor (4) şi (5).

Rezultă că domeniul de variaţie a rezistenţei specifice (1) este limitat de ecuaţiile:

$$r = \frac{1}{p} = \frac{711 \ldots 4809}{d^2}, \quad [m^{-2}] \qquad (9)$$

cu ecuaţia probabilă:

$$\bar{r} = \frac{1}{\bar{p}} \frac{1576}{d^2}, \quad [m^{-2}] \qquad (10)$$

În figura 1 s-au reprezentat grafic ecuaţiile (8), (9) şi (10) din examinarea curbelor corespunzătoare putîndu-se trage concluzia că rezistenţa specifică creşte puternic la fracţiile fine,

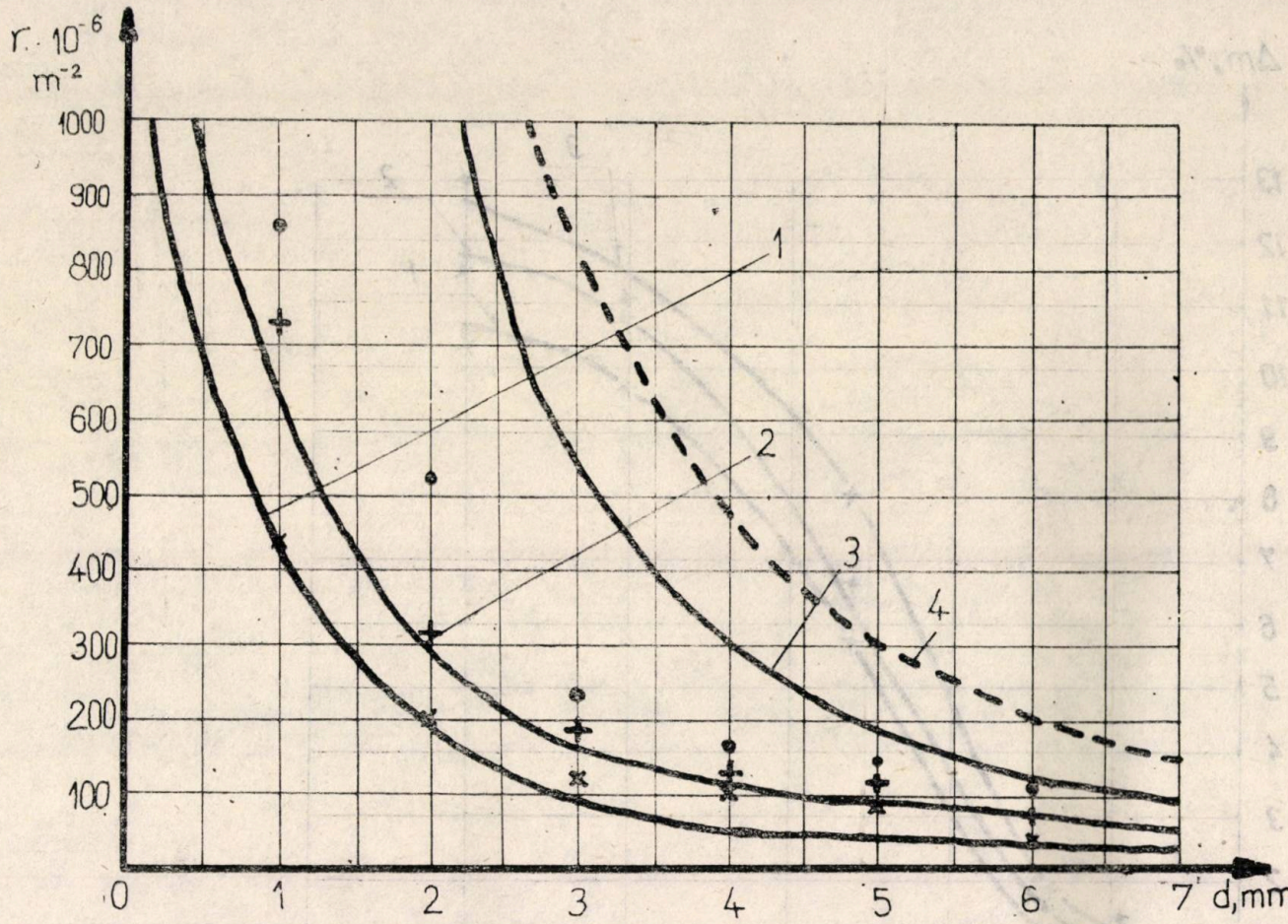


Fig. 1. Variația rezistenței specifice cu granulația materialului de împachetare: 1 — relația (9), valori minime; 2 — relația (10); 3 — relația (9), valori maxime; 4 — relația (8); x, + +, 0 — valori minime, medii și maxime, relația (1)

sub 1 mm, în timp ce creșterea diametrului particulelor peste 4 mm are o influență redusă asupra valorilor rezistenței (permeabilității) specifice. Ca urmare se confirmă și se precizează următoarele elemente:

— rezistența specifică minimă (permeabilitatea specifică maximă) se obține la un material de împachetare din fracția 6,0 — 6,5 mm: $r \approx 50.10^6\ m^{-2}$ ($p = 200.10^{-10}\ m^2$);

— pentru un material cu spectrul 4,0 — 6,5 mm (deci clasat mai puțin riguros) se obține: $r \approx 70.10^6\ m^{-2}$ ($p \simeq 140 \cdot 10^{-10}\ m^2$), deci o scădere a permeabilității la gaze, față de materialul precedent, de cca 30%.

Se remarcă faptul că față de ecuația (8), ecuațiile (9) și (10) dau valori mai mici, datorită diferențelor de valori ε și c_f.

De asemenea, valorile rezistenței specifice determinate cu valorile ε și c_f pentru fiecare clasă granulometrică (1) se plasează la un interval limitat (fig.1) (9), în funcție de valorile ε și c_f, cu tendința de a se plasa sub valorile medii calculate cu (10) pentru $d < 2{,}5 - 3{,}0$ mm și peste acestea pentru $d > 2{,}5 - 3{,}0$ mm. Aceasta se explică prin faptul că, în general $\varepsilon, c_f > \bar{\varepsilon}, \bar{c}_f$ la fracțiile fine și $\varepsilon, c_f < \bar{\varepsilon}, \bar{c}_f$ la cele grosolane. Trebuie subliniată și importanța intervalului de clasare granulometrică, acesta trebuind să fie cît mai restrîns.

Comparînd aceste rezultate cu caracteristicile unor materiale de împachetare practic utilizate se poate observa că:

— materialul *A* (tabelul1) poate fi echivalent din punctul de vedere al rezistenței (permeabilității) specifice cu un material omogen din clasa 2,5 — 3,0 mm; deși este un material relativ bun (cu cca 90% în clasa 2,0—6,3 mm) trecerea la clasa 4,0—6,5 mm duce la o creștere a permeabilității de cca 50%;

— materialul *B* (tabelul 1) poate fi echivalat cu un material omogen din clasa 1,5 — 2,0 mm; el este un material necorespunzător (cu cca 40% în clasa < 1 mm și cca 20% în clasa $> 6{,}5$ mm) pentru care trecerea la clasa 4,0 — 6,5 mm duce la o creștere de permeabilitate de cca 160%.

Trebuie subliniată și importanța pregătirii corespunzătoare a materialului de împachetare reutilizat, astfel încît în acesta să nu crească progresiv proporția de fracții fine, în special sub 1,0 — 1,5 mm, ceea ce ar duce la scăderea accentuată a permeabilității, și nici cea de fracții grosolane (prin aglutinare).

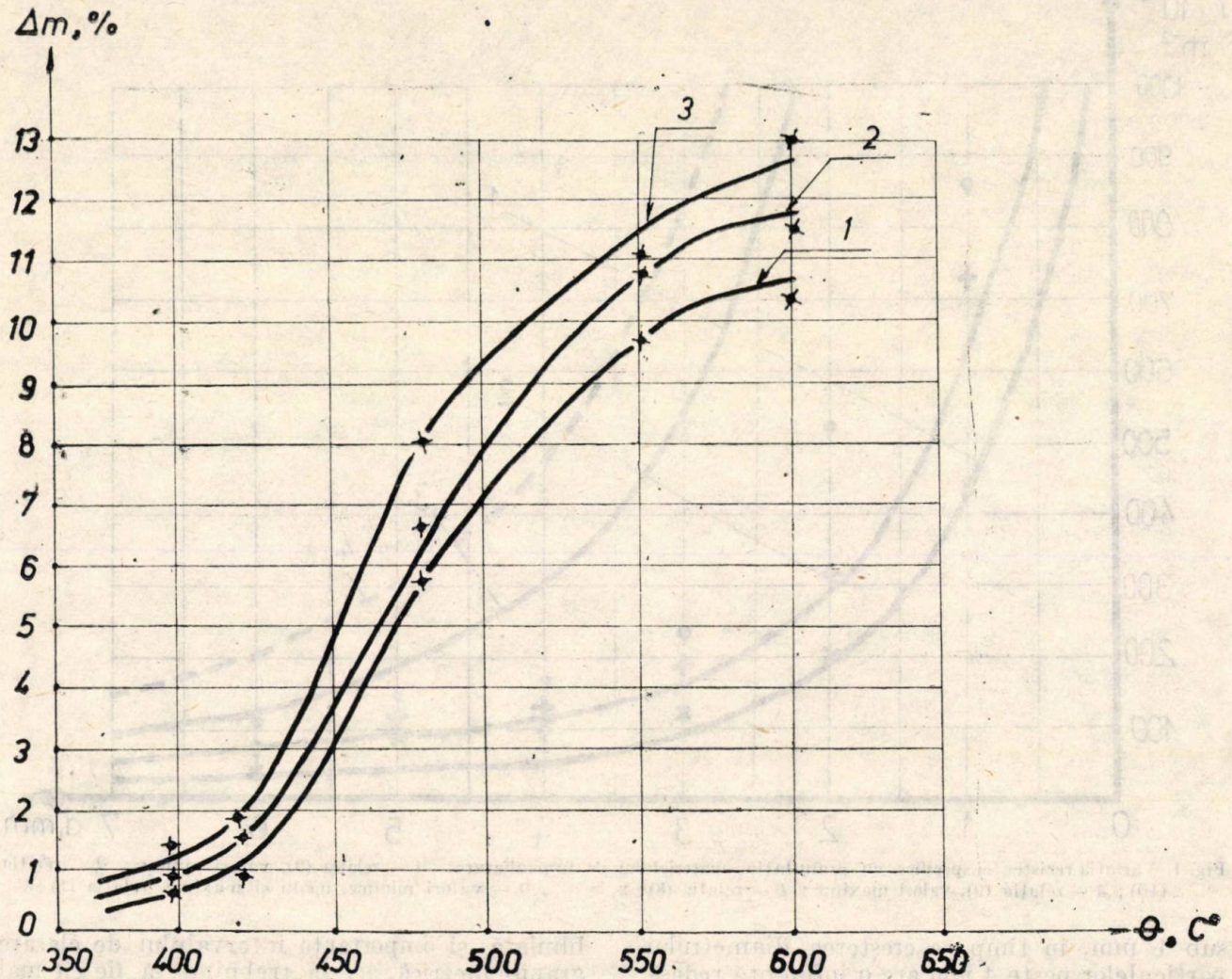


Fig. 2. Variația pierderii de masă Δm cu temperatura de încălzire: electrozi — model în casete fără fante [1], cu fantă la partea inferioară [2] și cu două fante la partea inferioară și la mijlocul casetei [3]

Tabelul 1

Caracteristicile unor materiale de împachetare utilizate în practică

Materialul A				Materialul B			
Spectrul granulometric		$10^{-6} \cdot r$, m^{-2}	$10^{-10} \cdot p$, m^2	Spectrul granulometric		$10^{-6} \cdot r$, m^{-2}	$10^{-10} \cdot p$, m^2
Fracția, mm	%			fracția, mm	%		
1	1,5			<0,5	23,05		
1,0...1,2	1,2			0,5...1,0	14,5		
1,2...1,5	2,5	~104	~96	1,0...2,0	5,2	~180	~55
1,5...2,0	6,7			2,0...3,0	15,9		
2,0...2,5	13,8			3,0...4,0	11,6		
2,5...6,3	74,3			4,0...5,0	8,4		
				5,0...6,5	1,55		
				>6,5	19,8		
Echivalent cu materialul omogen din clasa 2,5—3,0 mm				Echivalent cu materialul omogen din clasa 1,5—2,0 mm			

Studiul experimental pe model al factorului geometric

Acest studiu s-a efectuat pe electrozi — model (carote) cu diametrul de 30 mm, lungimea de 150 mm și grosimea stratului inelar de material de împachetare de 10 mm. Modelarea fenomenului de evacuare a volatilelor s-a efectuat pe baza mai multor criterii de similitudine din care a rezultat granulația materialului

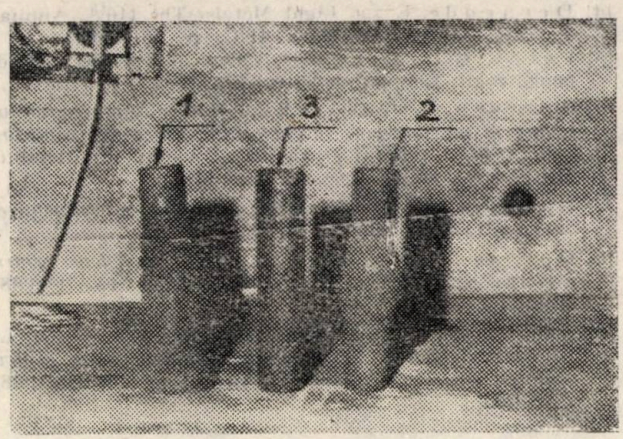


Fig. 3. Aspectul electrozilor-model după coacerea experimentală: 1 — în casetă fără fante; 2 — în casetă cu fantă la partea inferioară; 3 — în casetă cu fante la partea inferioară și la mijloc

de împachetare a electrozilor-model ($d = 0{,}13$ mm), astfel încît căderile de presiune în materialul de împachetare să fie egale la electrodul real și la model.

Electrozii model au fost încălziți în casete metalice, într-un cuptor — cameră electric cu rezistoare, cu reglare bipoziționlă a temperaturii, aceasta din urmă măsurîndu-se cu un termocuplu cromel-alumel plasat într-o casetă cu material de împachetare, în scopul realizării unui gradient termic minim între termocuplu și electrozi. Încălzirea s-a efectuat pe durate de zece ore, pînă la temperatura maximă a intervalului de transformări de 650°C, evidențiată de analiza termodiferențială [6], cu viteza medie de cca 1°C/min.

Geometria stratului de material de împachetare (factorul geometric $f_G = H/A$ al acestuia) s-a modificat prin practicarea de fante de evacuare a volatilelor la partea inferioară și la mijlocul casetelor, care au ca efect micșorarea drumului parcurs de volatile, respectiv micșorarea factorului geometric H/A, la jumătate, respectiv la un sfert față de situația fără fante.

Rezultatele obținute s-au apreciat prin variația pierderii de masă cu temperatura la cele trei tipuri de casete (fără fante, cu unul și două rînduri de fante) (fig.2) și prin starea electrozilor-model după coacerea experimentală (fig.3).

Astfel, din figura 2 rezultă că pierderea de masă datorită distilării volatilelor este mai mare la electrozii-model încălziți în casete cu două rînduri de fante față de cei încălziți în casete cu un rînd de fante și respectiv fără fante.

Figura 3 evidențiază calitativ același fenomen. La casetele fără fante (1), stratul de material de împachetare este neuniform, mai gros la partea inferioară și cu aderență puternică, ca urmare a procesului frînat și incomplet de evacuare a volatilelor; la casetele cu o fantă (2) aderența este mai puternică, în special spre mijlocul electrodului; la casetele cu două fante (3) materialul de împachetare aderă uniform pe înălțimea electrodului și nu este impregnat (lipit) pe suprafața acestuia, curățindu-se cu ușurință. Se poate trage concluzia că micșorarea factorului geometric $f_G = H/A$ al stratului de material de împachetare duce la micșorarea rezistenței gazodinamice a stratului R (mărimea permeabilității P a acestuia) facilitînd evacuarea volatilelor și prin aceasta evitînd apariția fenomenelor negative de formare a aderențelor de material de împachetare pe suprafața produselor și de blocare a acestora în casetele metalice (la coacerea în cuptoare discontinue).

Concluzii

Calculînd pe baza rezultatelor obținute și a datelor din publicații de specialitate [1], [2], [7] rezistența stratului de material de împachetare și căderea de presiune în acest strat, în condiții industriale pentru electrozi Φ600 mm, se obțin valorile necesare ale depresiunii, în perioada de degazare de 30 — 50 N/m² în cuptoarele continue inelare*) și de 250—430 N/m²**) în cuptoarele discontinue cu casete metalice, la utilizarea materialelor de împachetare curente (tab. 1).

Prin utilizarea materialului de împachetare cu granulația 4 — 6,5 mm, se obțin o micșorare a rezistenței stratului de cca 1,5 ori față de materialul A și de cca 2,6 ori față de materialul B (4), precum și o reducere a depresiunii la cca 20N/m², valoare uzuală în camerele în distilare ale cuptoarelor continue inelare, respectiv cca 170 N/m² pentru cuptoarele discontinue.

Micșorarea în continuare a căderii de presiune în stratul de material de împachetare (respectiv a depresiunii în perioda de distilare) se poate face prin modificarea geometriei acestuia în sensul reducerii valorii factorului geometric f_G, element important în special pentru cuptoarele discontinue; astfel, prin practicarea de trei rînduri de fante în casetele metalice [8], [9] căderea de presiune în strat ajunge la cca 40 N/m².

În general, pentru a se realiza un proces continuu, nefrînat (cu viteză cel puțin egală cu cea de degajare din produse) și uniform pe toată suprafața produselor, de evacuare a volatilelor prin stratul de material de împachetare, la debit de volatile dat, este obligatorie realizarea unui strat granular de material de împachetare cu rezistență gazodinamică minimă (permeabilitate maximă). Pentru aceasta, este necesar să se minimizeze rezistența specifică

*) Electrozi pe un singur rînd;

**) Valorile mai ridicate față de cele de la cuptoarele continue se datoresc factorului geometric f_G care este mult mai mare.

r a materialului (prin utilizarea fracției 6,0 . . .6,5 mm sau la limită a fracției 4,0. . . 6,5 mm) și factorul geometric al stratului f_G (prin măsuri de mărire a suprafeței libere de evacuare a volatilelor și de micșorare a drumului parcurs de acestea în strat).

BIBLIOGRAFIE

[1] Cialih, E. F. *Tehnologia produselor cărbunoase*. Moscova, 1963.

[2] Cardalef, S. ș.a. *Probleme de construcție și exploatare în fabricația de produse cărbunoase*. CDPT — M.I.M., 1971.

[3] Bratu, Em. *Operații și utilaje în industria chimică*. București, Ed. Tehnică, 1982.

[4] Dernedde, E. ș.a. Light Metals. The 116th Annual Meeting, Denver, Colorado, 1987, p. 591—595.

[5] Perry, R. H., Green, D. Chemical Engineer's Handbook, Sixth Edition, McGraw Hill, 1984.

[6] Oprescu, I., Gheorghiu, Fl. *Influența regimului termic și gazodinamic al cuptorului de coacere continuu inelar asupra calității produselor carbonice*. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 10, 1986, p. 479—483.

[7] Raznjevic, K. *Tabele și diagrame termodinamice*. București, Ed. Tehnică, 1978.

[8] Oprescu, I., Gheorghiu, F. *Casete cu fante pentru coacerea electrozilor siderurgici*. Brevet nr. 95.571/1988, România.

[9] Semenescu, A., Pivniceru, R., Oprescu, I., Gheorghiu, F. *Casetă demontabilă cu fante pentru coacerea electrozilor siderurgici*. Brevet nr. 100.388/1988, România.

REVISTA REVISTELOR

Iron and Steel Engineer, S.U.A., 1990, nr. 1

Cuptoare moderne de reîncălzire a sleburilor la Dofasco, p. 27 — Conservarea căldurii în timpul laminării la cald a profilurilor și secțiunilor „ENCOSCREEN", p. 37 — Intensificarea automatizării la laminorul de benzi la cald nr. 2 Dofasco, p. 42 — Sistem de control al distribuției pentru mașinile de turnare continuă, p. 51 — Îmbunătățirea productivității prin recuperarea lichidului de decapare cu ajutorul procedeului APU, p. 55 — Simpozion privind praful din cuptorul electric cu arc, p. 61.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., 1990, nr. 2

Dezvoltări ale industriei siderurgice în S.U.A. și Canada, în anul 1989, p. 1 — Baosteel — cel mai mare combinat de laminoare la rece din China, p. 17—Un nou sistem de generare a puterii într-o instalație de cocsificare, p. 27 — Vibrația în căruciorul de macara montat pe troliu, p. 32 — Echipament PCB în uzinele siderurgice — începuturi și tendințe, p. 35.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., 1990, nr. 3

Experiența dobîndită în domeniul recoacerii în atmosferă de hidrogen 100% la laminorul de tablă nr. 3, India Harbor, LTV, p. 25 — Servomotor de acționare cu presiune diferențială pentru rolele de îndreptat, p. 30 — Linia de decapare continuă cuplată strîns cu un nou laminor la rece de la uzinele Fukuyama NKK, p. 34 — Sistemul de recoacere cu clopot HICON/H_2 utilizat în anul 1989, p. 43 — Modernizarea laminorului tandem de 84 in de la uzinele Cleveland, LTV Steel, p. 51.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., 1990, nr. 4

Noile uzine Fairfield, p. 17 — Perfecționarea proiectării și întreținerii rolelor de extragere de la mașina de turnare a sleburilor nr. 1 a firmei Inland, p. 34 — Optimizarea caracteristicilor cuptorului electric cu arc prin reglajul în circuit închis al energiei electrice, p. 40 — Sistem de control continuu cu raze X pentru aplicațiile de laminare la rece, p. 50 — Modernizarea laminorului de profiluri grele de 48 in de la firma Bethlehem — Laminorul Grey, p. 56 — Instalația de brichetare la cald Minorca produce în prezent brichete reduse direct, p. 63.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., 1990, nr. 5

Analiza prin vibrație a cajei F_2 a laminorului de benzi la cald de 80 in de la uzinele Wheeling— Pittsburgh, p. 17 — Program de elaborare directă a oțelului stabilit de AISI, p. 23 — Sistem de control al suprafeței cu o clasificare a defectelor, p. 26 — Reglarea proceselor de producție la instalațiile de metalurgie în oală ale firmei Dofasco, p. 30 — Economisirea energiei prin aplicarea procedeului Lurgi/Thyssen la elaborarea oțelului în convertizoare LD, p. 39 — Recircularea cutiilor din oțel — stoc de alimentare pentru convertizoarele LD și cuptoarele electrice, p. 45 — Instalarea și punerea în funcțiune a unei instalații de metalurgie în oală la firma Kobe Steel/USS, p. 48.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., 1990, nr. 6

Tehnologia COREX pentru elaborarea oțelului, p. 21 — Reparații curente ale furnalului nr. 1 de la uzinele Lake Eric, p. 26. —O nouă tehnologie de modernizare a furnalului, p. 33 — Procedeul CODIR pentru reducerea directă pe bază de cărbune a minereului de fier, p.38—Aplicarea unei tehnologii îmbunătățite pentru mărirea productivității furnalului, p. 44 — Modernizarea halei de turnare prin instalarea unui sistem cu canal de turnare mobil, p. 52 — Utilizarea nămolului de Al_2O_3 pentru reducerea frecvenței de evacuare din furnal, p. 56 — Laminoare de bare din oțel înalt aliat realizate de firma GFM, p. 62.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., 1990, nr. 7

Progrese recente în controlul procedeului de metalurgie în vid, p. 25 — Distribuția optimă a oxigenului în cuptoarele electrice cu arc cu mare randament, p. 33— Automatizarea instalației pentru metalurgia în oală de la uzinele Indiana Harbor, firma LTV Steel, p. 38— Optimizarea funcționării și controlului metalurgic al convertizorului AOD (decarburare cu argon și oxigen) prin automatizare, p. 43 — Concepția termică și analiza unei mașini de turnare cu cilindru dublu, p. 51.

Dr. ing. C. Rizescu

PROBLEME TEHNOLOGICE ALE INSUFLĂRII OXIGENULUI LA ELABORAREA OȚELURILOR (I)

CZ: 669.161.18

Astăzi și în continuare, oxigenul este elementul tehnologic determinant în elaborarea oțelurilor, fie că se are în vedere procedeul de elaborare în cuptoare electrice (CE), în convertizoare cu oxigen (CO) în varianta insuflare combinată ori simplă, fie procedeul EOF*), sau în fabricarea oțelurilor inoxidabile prin procedeul VOD sau AOD**).

Afinarea fontei cu oxigen tehnic are la origine lucrările lui Bessemer care încă din 1856 brevetează ideea utilizării oxigenului tehnic ca agent de oxidare, în procesul obținerii oțelului. Realizarea industrială a acestei idei a fost frînată în prima etapă de prețul de cost al oxigenului și apoi de dificultățile tehnice efective, legate de trecerea la afinarea cu oxigen în loc de aer (de exemplu în cadrul procedeului Thomas). Anul care a deschis din punct de vedere economic utilizarea oxigenului în procesele siderurgice este 1928, cînd Linde pune la punct un procedeu economic de obținere a oxigenului.

Avantajele deosebite ale procedeului LD (productivitate ridicată, adaptabilitate la orice tip de fontă, posibilitatea de a elabora o gamă foarte ridicată de mărci de oțeluri) au dus la răspîndirea largă a acestuia, devenind, practic după anul 1970 procedeul cu ponderea cea mai mare în producția mondială de oțel.

În cadrul acestor procese, formarea zgurii și a emulsiei metal — zgură, desfășurarea reacțiilor de oxidare, vaporizarea și antrenarea cu gaze a unei părți metalice sub formă de oxizi, fenomenele fizico-chimice violente care provoacă împroșcări și debordări, uzura și durabilitatea căptușelii refractare, sînt nemijlocit legate de modul în care este realizată interacțiunea jetului de oxigen cu baia metalică, dependentă, la rîndul ei, de tipul de lance și parametrii tehnologici la care se realizează insulfarea oxigenului.

În cele ce urmează autorul se va referi îndeosebi la problemele tehnologice ale insuflării oxigenului prin lance. Pe baza literaturii de specialitate vor fi sintetizate datele privind interacțiunea jetului de oxigen cu baia metalică, determinarea adîncimii și diametrul zonei de reacție, particularitățile procesului la insuflarea combinată.

* EOF — Energy Optimizing Furance

** VOD — Vacuum Oxygen Decarburization ori AOD — Argon-Oxygen-Decarburization

Stadiul actual al cunoașterii interacțiunii jetului de oxigen cu baia metalică

Jetul de oxigen iese din lance cu o viteză de 300— 600 m/s, putînd fi analizat din punct de vedere fizic ca un fluid incompresibil (adică cu densitate constantă), ceea ce face ca în descrierea dinamicii jetului de oxigen să se recurgă la caracteristicile și legile care guvernează astfel de fluide.

S-a constatat că jetul de oxigen [2], [3] nu se scurge lin din ajutajul lăncii ci cu numeroase pulsații, datorită comprimării și dilatării lui periodice (fig. 1).

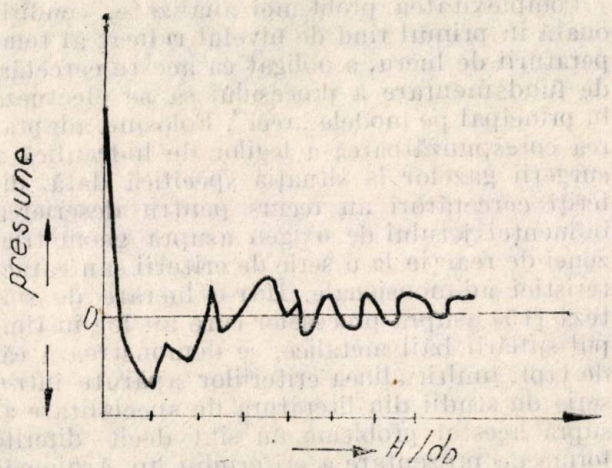


Fig. 1. Variația presiunii statice pe axa jetului de oxigen pentru lance cu Ø 2,0 mm, la o presiune de 6 atm (58,8 N/m²) [2]

Pulsațiile jetului se transmit în mare măsură băii metalice, determinînd variația periodică a mărimii zonei de reacție dintre jetul de oxigen și baia metalică, urmată deci de o variație a intensității de oxidare a elementelor însoțitoare din fontă, în primul rînd a carbonului.

Zona de reacție la elaborarea oțelului în convertizor, definită ca zonă ale cărei limite corespund suprafeței de separare a fazelor în contract (topitură — fază gazoasă*), este depedentă de modul în care se realizează impactul jetului de oxigen cu baia metalică. Întrucît procesul de elaborare a oțelului are la bază fenomenul de transfer de masă la limita fazelor în contact,

*) Zona de insuflare este o noțiune mai largă care cuprinde zona de reacție propriu-zisă și zonele adiacente acesteia, aflate sub efectul fizic al interacțiunii jetului cu baia metalică.

proces care poate fi în general definit prin ecuaţia :

$$\frac{dn}{dt} = kS\Delta C \qquad (1)$$

în care : n este numărul de moli de substanţă ; t — timpul ; k — coeficientul masic de transfer ; S — suprafaţa de contact ; C — concentraţia substanţei şi care evidenţiază rolul determinant al suprafeţei de contact dintre fazele reactante, ca mijloc de intensificare a procesului, rezultă, în mod firesc, interesul metalurgilor pentru cunoaşterea dependenţei zonei de reacţie, de caracteristicile jetului de oxigen, de caracteristicile impactului acestuia cu baia metalică.

Studiile şi lucrările de cercetare efectuate în acest domeniu [3]—[14] au urmărit clarificarea influenţei diferiţilor factori (parametrii de insuflare, proprietăţile fizice ale fazelor în contact, tipul lăncii utilizate) asupra caracterului interacţiunii jetului de oxigen cu baia metalică, în vederea formării bazei teoretice a impactului jet de oxigen — topitură metalică.

Complexitatea problemei analizate, condiţionată în primul rînd de nivelul ridicat al temperaturii de lucru, a obligat ca aceste cercetări de fundamentare a procesului să se efectueze în principal pe modele „reci". Folosind adaptarea corespunzătoarea a legilor de hidraulică a curgerii gazelor la situaţia specifică dată, diferiţi cercetători au recurs pentru descrierea influenţei jetului de oxigen asupra geometriei zonei de reacţie la o serie de criterii sau caracteristici adimensionale. Într-o lucrare de sinteză [15] asupra proceselor care au loc în timpul suflării băii metalice, se demonstrează că, de fapt, multitudinea criteriilor apărute într-o serie de studii din literatura de specialitate asupra acestei probleme nu sînt decît diferite forme de prezentare a criteriului lui Arhimede (Ar), definit prin relaţiile :

— la ieşirea din lance :

$$Ar_0 = \frac{\rho_0 W_0^2}{\rho_{med}\, g d_0} \qquad (2, a)$$

— la contactul cu baia metalică :

$$Ar_x = \frac{\rho_x W_x^2}{\rho_g\, d'_x} \qquad (2, b)$$

în care : ρ_0 ; ρ_x sînt densitatea axială a gazului la ieşirea din lance şi respectiv în punctul de contact al jetului cu baia metalică ;

ρ_{med} — densitatea mediului în care iese jetul şi respectiv densitatea băii metalice ;

W_0, W_x — viteza axială a jetului la ieşirea din lance şi respectiv în punctul de contact al jetului cu baia metalică ;

g — acceleraţia gravitaţională ;

d_0 ; d_x — diametrul jetului la ieşirea din lance şi respectiv în punctul de contact al jetului cu baia metalică.

Sub raportul sensului său fizic, criteriul lui Arhimede (Ar) reprezintă, de fapt, raportul forţelor de inerţie ale jetului gazos faţă de forţele ascensionale care apar în mediul înconjurător (atmosfera cuptorului sau baia metalică), sub influenţa pătrunderii jetului de gaz.

Acest criteriu este analog criteriului modificat al lui Froude (Fr), definit prin relaţia :

$$Fr_0 = \frac{\rho_0}{\rho} \cdot \frac{W_0^2}{g_{d0}} \times \frac{\rho_0}{\rho} = Ar_0 \qquad (3)$$

propus de Newby [16], dar sub această formă, incluzînd în definiţia sa şi parametrii care caracterizează fazele aflate în contact (gaz-topitură metalică) ; se apreciază că va reflecta mai bine fondul fizic al procesului de interacţiune al jetului de gaz cu baia metalică, evidenţiind că impactul jetului cu baia metalică este determinat de raportul forţelor de inerţie ale jetului de gaz şi ale forţelor de tip Arhimede, care acţionează dinspre baia metalică. În acest mod, se poate trage concluzia că gazodinamica jetului de oxigen la impactul acestuia cu baia metalică este complet determinată prin folosirea criteriului Arhimede.

Referindu-se la lucrările efectuate în acest domeniu, V.I. Iavoischi [15] evidenţiază următoarele :

— Atît cercetările teoretice cît şi majoritatea celor experimentale nu iau în considerare influenţa tensiunii superficiale şi a viscozităţii topiturii, apreciindu-se că acestea sînt de cîteva ordine de mărime mai mici decît forţele rezultate în urma acţiunii jetului. Lucrările experimentale pe model, efectuate de către Charnock [7], după care viscozitatea (fig.2) şi tensiunea superficială, cu un efect însemnat

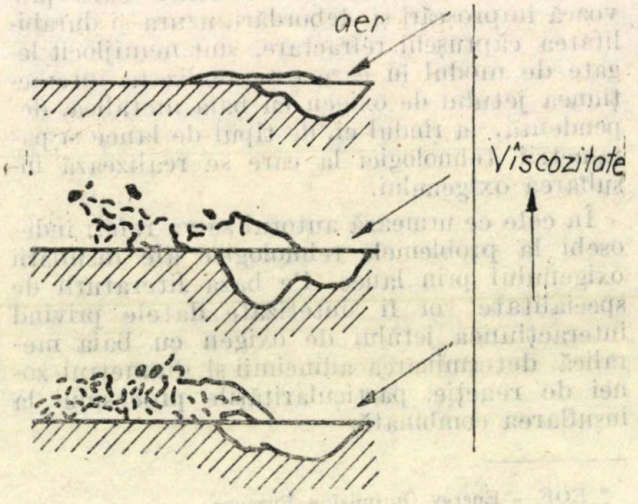


Fig. 2. Influenţa viscozităţii mediului asupra zonei de impact jet-topitură [7]

asupra zonei de impact, sînt interpretate în sensul că, la procesele efective de la elaborarea oţelului, caracteristicile sistemului în contact cu jetul de oxigen devin determinante în condiţiile de viteză mare ale jetului de oxigen, doar pentru procesele adiacente impactului, cu formarea spumei, fracţionarea jetului în bule. Faptul că viscozitatea zgurii este mult mai mare decît cea a metalului topit, poate explica, pe această bază, prezenţa cu preponderenţă în timpul insuflării în atmosfera convertizorului a particulelor de topitură metalică.

— Relaţiile pentru definirea dimensiunilor caracteristice ale zonei de reacţie au, în general, la bază prelucrarea datelor experimentale obţinute pe modele „reci" şi conţin, deci, unele simplificări, abateri de la procesele reale care au loc în timpul procesului din convertizor. Dintre acestea, se pot reţine ca mai importante următoarele:

— nu iau în considerare schimbul de căldură dintre jetul rece de oxigen şi mediul gazos din interiorul convertizorului aflat la temperatură ridicată;

— sistemul real în zona de impact cu baia metalică nu este monofazic, ci este format cel puţin din două faze; de reţinut faptul că, în urma desfăşurării reacţiei de decarburare, în baia metalică apare o fază gazoasă nouă, formată din bulele de oxid de carbon care tind să părăsească sistemul.

Aceste fapte trebuie să manifeste o anumită influenţă asupra comportării jetului de oxigen la impactul acestuia în zona de reacţie cu baia metalică. În aceste condiţii, relaţiile definitorii pentru zona de reacţie, întîlnite în literatura de specialitate, trebuie în general interpretate sub aspectul lor fizic global, de precizare a sensului de influenţă a diferiţilor factori, neputînd înlocui verificarea în condiţii reale şi adpatarea corespunzătoare a parametrilor, în vederea optimizării procesului de elaborare din convertizor.

Caracteristicile generale ale interacţiunii jetului de oxigen cu baia metalică

De regulă, interacţiunea jetului de oxigen cu baia metalică la elaborarea în convertizorul LD este reprezentată în literatura de specialitate în una din variantele reprezentate în figura 3.

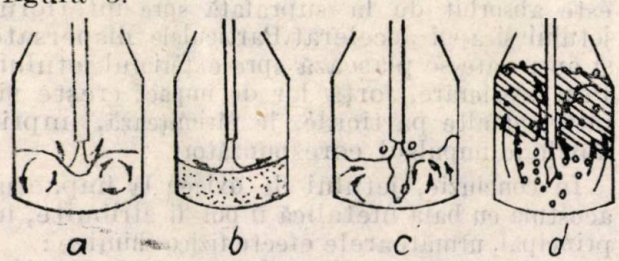


Fig. 3. Reprezentarea schematică a interacţiunii jetului de oxigen cu baia metalică la elaborarea oţelului în convertizorul LD [2]

Caracteristic pentru schemele 3,*a*, *b* şi *c*, reprezentative pentru perioada de început a suflării, primele două-patru minute, şi la terminarea suflării la şarjele cu conţinut scăzut în carbon, este faptul că, pînă la întîlnirea sistemului format din topitură metalică şi zgură, jetul de oxigen are în prima parte o curgere „liberă" perioadă în care o parte din energia jetului se consumă, în principal, la procesul de dilatare a gazului într-un mediu cu densitate relativ mică. Lovind baia metalică cu o forţă determinată de impuls, jetul formează în aceasta o anumită adîncitură. Avînd în vedere caracterul pulsatoriu al jetului, adîncitura este instabilă, prezentînd vibraţii şi, în continuare, o împroşcare de bule de gaz şi stropi de topitură în mediul înconjurător. O dată cu creşterea impulsului jetului, creşte şi gradul de împroşcare cu stropi, fenomen influenţat de tensiunea superficială a mediului. Instabilitatea adîncimii formate în baie cuprinde vibraţii în direcţia axei geometrice a jetului, pendulări şi rotaţii în jurul acestei axe (fig.4). Deşi amortizate de forţele superficiale şi de frecare, aceste mişcări provoacă deplasarea topiturii. Mişcarea de pendulare a adîncimii este însoţită de fenomene de întindere a zonelor superficiale care favorizează formarea de stropi şi duce, în general, la formarea de emulsii. Aceste mişcări ale „golului" format

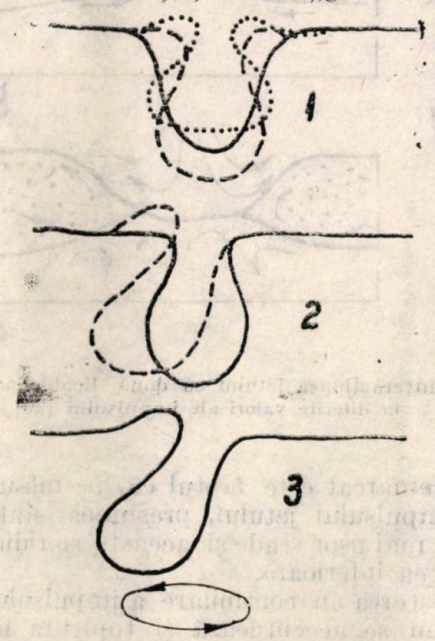


Fig. 4. Reprezentarea schematică a regimului instabil al „golului" format în baie sub acţiunea jetului de oxigen [11]: *1* — vibraţii longitudinale; *2* — pendulări; *3* — rotaţii

în baie sub acţiunea jetului de oxigen, împreună cu acţiunea curenţilor de gaz recirculaţi în atmosferă, rezultaţi în urma reflexiei unei părţi de gaz de către baia metalică, provoacă amestecarea băii metalice. De menţionat este faptul că jetului de oxigen nu i se poate atribui decît o parte din energia de amestecare a băii meta-

lice [15], atingînd 40% din totalul energiei în primele două-trei minute de la începutul suflării oxigenului şi în ultimele minute, în cazul elaborării oţelurilor moi. În restul suflării, jetului de oxigen îi revine abia 10—14% din energia de amestecare a băii metalice, restul energiei fiind furnizat de formarea şi degajarea bulelor de oxid de carbon rezultate în procesul decarburării. Avînd în vedere faptul că în procesul elaborării oţelului sînt prezentate două faze nemiscibile, baia metalică şi zgura, interacţiunea jetului de oxigen cu sistemul format din cele două faze nemiscibile este conform reprezentării lui Turkdogan [20] (fig.5).

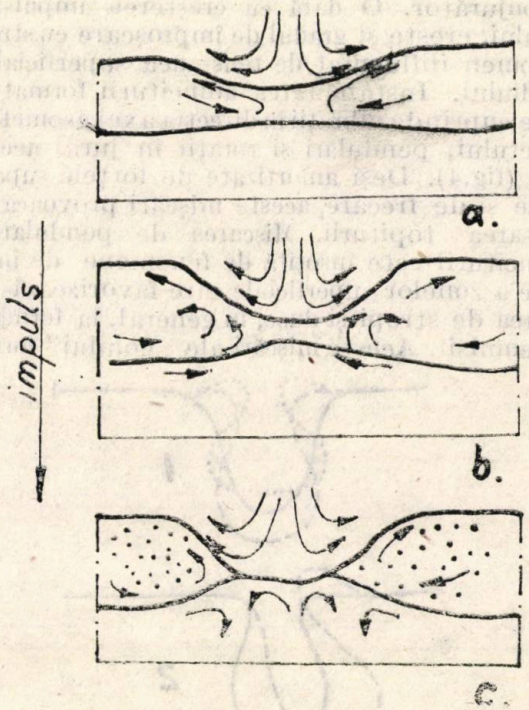


Fig. 5. Interacţiunea jetului cu două lichide nemiscibile, la diferite valori ale impulsului [20]

De remarcat este faptul că, pe măsura creşterii impulsului jetului, presiunea statică sub stratul mai uşor scade şi aceasta se ridică puţin în partea inferioară.

La creşterea în continuare a impulsului, acest fenomen se accentuează şi topitura metalică cu densitate mai mare se descoperă, fiind supusă acţiunii directe a jetului. Aceasta duce la modificarea modului de repartiţie a oxigenului în cele trei faze aflate în interacţiune — baie metalică — zgură — fază gazoasă — şi respectiv formarea unei emulsii.

În ceea ce priveşte repartiţia oxigenului, ajungerea acestuia în baia metalică, în funcţie de impulsul jetului şi de locul de amplasare, în fazele reactante ale zonei de reacţie, se deosebesc următoarele situaţii:

— acţiune la nivelul zgurii, intensificînd reacţiile de tipul:

$$2(Fe^{2+}) + 1/2\,\{O_2\} \rightleftarrows 2(Fe^{3+}) + (O^{2-})$$

$$2(Fe^{3+}) + [Fe] \rightleftarrows 3(Fe^{2+})$$

şi respectiv:

$$(Fe^{2+}) + (O^{2-}) \rightleftarrows [Fe] + [O]$$

regăsindu-se astfel reacţiile de tipul celor caracteristice procesului Martin;

— acţiune directă cu baia metalică:

$$\{O^{2}\} \rightarrow 2\,[O]$$

şi desfăşurarea unor reacţii de oxidare directă a elementelor însoţitoare sau îndeosebi a unor reacţii de tip „Thomas", adică oxidarea fierului la FeO şi oxidarea celorlalte elemente prin intermediul FeO.

Se face menţiunea că, în ansamblu, efectul termic al procesului de dizolvare a oxigenului în baia metalică rămîne endoterm astfel că procesul este favorizat de creşterea temperaturii:

$$\lg[O] = -\frac{6320}{T} + 2{,}704$$

La temperaturile ridicate, necesare pentru elaborarea oţelului, dizolvarea oxigenului se produce foarte repede, fiind limitată doar de viteza alimentării cu oxigen, conţinutul remanent al acestuia fiind determinat şi de intensitatea consumării în reacţiile cu elementele însoţitoare (în special cu carbonul) din baia metalică.

Referitor la formarea emulsiei între fazele aflate în contact ca rezultat al interacţiunii jetului de oxigen cu baia metalică, proces dependent şi de tensiunile interfazice şi ale viscozităţii topiturii, trebuie remarcat faptul că, la un debit suficient al jetului de oxigen, conţinutul de oxigen în emulsie creşte, formîndu-se o spumă multifazică. Impulsul mecanic al jetului se transmite acestei spume care, împinsă în jos, creează un efect de pompare. În felul acesta, mediul încărcat cu particule solide sau lichide este absorbit de la suprafaţă spre interiorul jetului şi apoi accelerat. Particulele dispersate şi antrenate se plasează spre exteriorul jetului. Prin accelerare, forţa lor de impact creşte şi, întîlnind alte particule, le fărîmiţează, imprimîndu-le impulsul corespunzător.

În concluzie, jetului de oxigen la impactul acestuia cu baia metalică îi pot fi atribuite, în principal, următoarele efecte fizico-chimice:

— dispersarea fazelor aflate în zona de reacţie, agitaţia puternică a acestora şi respectiv participarea la amestecarea de ansamblu a întregii

băi metalice, cu consecinţe asupra micşorării drumului parcurs de elemente spre zona de reacţie, de creştere a suprafeţei de contact a fazelor şi deci de intensificare a proceselor de oxidare a elementelor însoţitoare;

— realizarea diferenţiată a procesului de alimentare a băii metalice cu oxigen care, în funcţie de implusul jetului de oxigen, poate fi preponderent prin procese de zgură sau direct cu baia metalică, cu consecinţe directe asupra formării zgurii, gradului de oxidare a acesteia, respectiv a băii metalice şi de utilizare globală a oxigenului în proces.

La schema din figura 5 trebuie făcută remarca că, în funcţie de impulsul jetului de oxigen, la formarea „golului" nu participă numai zgura, aşa cum ar rezulta din această figură ci, la valori corespunzătoare ale impulsului, se formează un „crater" inclusiv în topitura metalică, mărind prin aceasta şi mai mult suprafaţa de contact direct al jetului de oxigen cu baia metalică.

Revenind la schemele prezentate în figura 3, se menţionează faptul că cea corespunzătoare figurii 3,*d* este caracteristică aproape la întreaga perioadă de afinare la care lancea lucrează adînc în interiorul emulsiei topitură metalică-zgură-atmosferă gazoasă. De observat că, chiar în situaţia în care lancea se află pentru perioada propriu-zisă de elaborare la cca 1,2 — 1,6 m de nivelul băii liniştite, în cursul procesului lancea lucrează imersat în emulsia topitură metalică-zgură-atmosferă gazoasă. Volumul bulelor de oxid de carbon, existente în interiorul băii metalice în cea mai mare parte a perioadei de insuflare, întrece de cîteva ori volumul propriu-zis al băii metalice pe care o emulsionează, fenomen facilitat şi de acţiunea fizică a jetului de oxigen, transformînd-o într-o spumă care se ridică pînă aproape de gura convertizorului.

Graficul din figura 6 evidenţiază evoluţia nivelului băii în timpul elaborării în convertizor, din care rezultă că maximul acesteia corespunde cu maximul vitezei de decarburare.

Prin urmare, în aproape tot timpul insuflării oxigenului, baia metalică se prezintă sub forma unei spume umflate pînă aproape de gura convertizorului, în puternică amestecare, pulsînd cu aceeaşi periodicitate ca şi jetul de oxigen şi azvîrlind numeroşi stropi, din care unii, în exteriorul agregatului.

Diagrama din figura 7 arată că, încă de la începutul suflării, o bună parte din baia metalică trece în stare de dispersie care, după atingerea unui maxim, începe să scadă urmînd evoluţia procesului de formare a bulelor de oxid de carbon. În mod corespunzător evoluează şi mărimea suprafeţei de contact a fazelor, care în medie are valori specifice de 0,6 — 0,8 m^2/kg de metal dispersat [11]. Dimensiunea picăturilor de metal în dispersie este, în general, cuprinsă între 0,15 şi 1,2 mm, cu o durată de staţionare de 1—3 min. Datorită suprafeţelor mari de contact şi energiilor superficiale ridicate, dispersia prezintă un grad înalt de

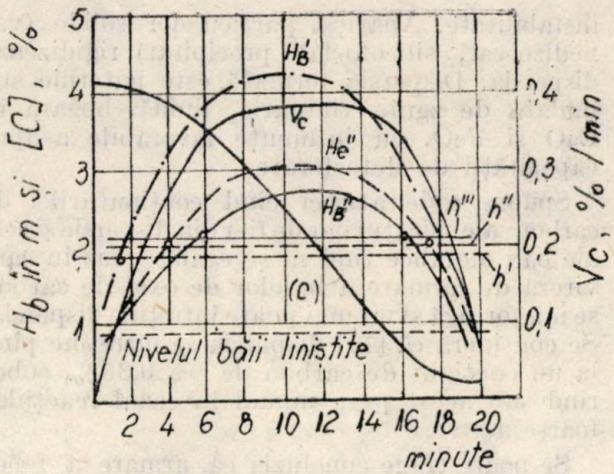


Fig. 6. Variaţia nivelului băii metalice (H_B) în timpul elaborării în convertizor [2]: H'_B şi h' — nivelul băii metalice şi respectiv poziţionarea lăncii faţă de baie pentru lancea cu un orificiu; H''_B şi h'' — idem pentru lancea cu patru orificii şi $\gamma = 8°$; H'''_B şi h''' — idem pentru lancea cu patru orificii şi $\gamma = 9,5°$

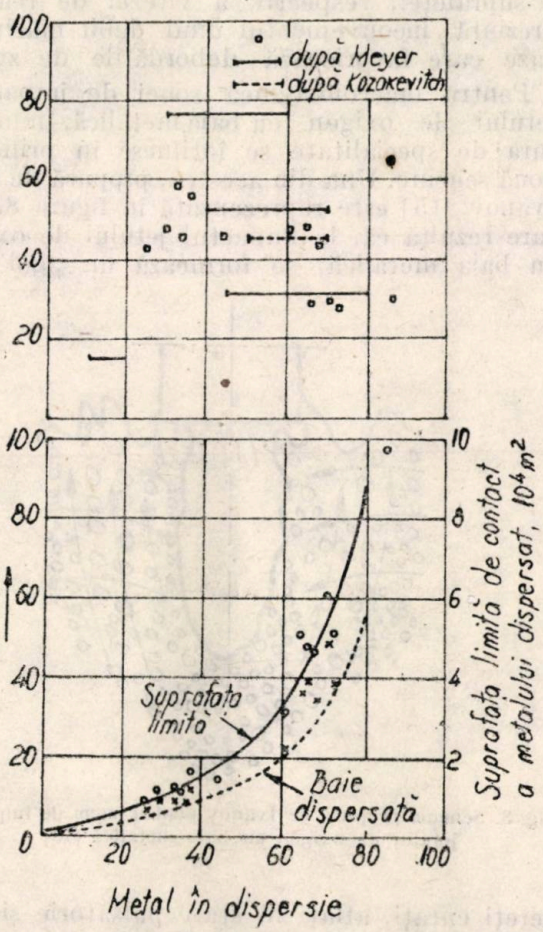


Fig. 7. Dispersia de bule la elaborarea în convertizorul LD [11]: *a* — ponderea metalului în dispersie; *b* — proporţia de baie dispersată şi suprafaţa limită de contact

instabilitate. Apariţia particulelor solide (var nedizolvat, silicofosfat precipitat) rigidizează dispersia. Dispersia formată este puternic stimulată de zgura timpurie, fluidă, bogată în CaO şi FeO, cu influenţe favorabile asupra capacităţii de defosforare.

Spuma cade atunci cînd conţinuturile de carbon ale picăturilor de fier din dispersie şi cele ale băii metalice tind să se egaleze, caz în care viteza de formare a bulelor de oxid de carbon se micşorează şi nu mai poate întreţine dispersia. Se consideră că [11] dispersia se întreţine pînă la un conţinut de carbon de cca 0,35%, coborînd sub acest prag numai în cazul reacţiilor foarte active.

Se poate trage concluzia că, urmare a fenomenelor descrise în cazul convertizorului cu oxigen, suprafeţele mari de reacţie favorizează realizarea unor viteze mari de reacţie. Intensificarea insuflării oxigenului ca mijloc eficient de mărire a gradului de dispersie şi deci a suprafeţei, respectiv a vitezei de reacţie, prezintă inconvenientul unui debit mărit de gaze care favorizează debordările de zgură.

Pentru macroimaginea zonei de impact a jetului de oxigen cu baia metalică, în literatura de specialitate se întîlnesc în principal două scheme. Una din acestea, propusă de G.P. Ivanov [15] este reprezentată în figura 8, din care rezultă că, la impactul jetului de oxigen cu baia metalică, se formează un „gol" cu

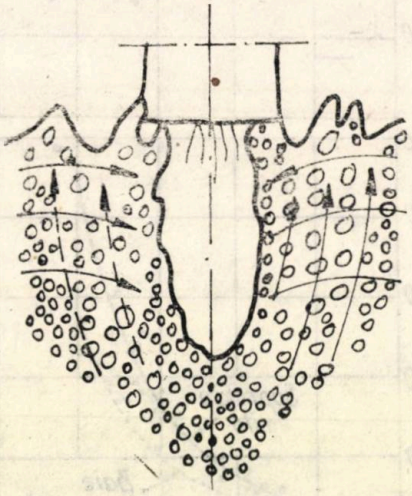


Fig. 8. Schema propusă de Ivanov pentru zona de impact a jetului de oxigen cu baia metalică [15]

pereţi curaţi, aflaţi în stare pulsatorie şi care este plin cu faza gazoasă. Reacţia dintre oxigen şi baia metalică se desfăşoară pe pereţii golului format, avînd ca rezultat formarea unui flux de masă spumoasă de oxizi lichizi şi gazoşi care preia o parte din energia jetului, viteza sa fiind orientată în direcţia axei jetului. A doua schemă a zonei de impact a fost propusă de Kootz [17], fiind reprezentată în figura 9. În conformitate cu această reprezentare, jetul de oxigen, pătrunzînd în topitura metalică, după atingerea adîncimii maxime îşi modifică direcţia de mişcare, reflectîndu-se şi trăgînd după sine metalul sub formă de stropi. În aceste condiţii, schimbul de masă dintre jetul de oxigen şi topitura are loc atît pe suprafaţa laterală interioară a „golului" format, cît şi la interacţiunea stropilor de metal cu mediul înconjurător. De remarcat este faptul

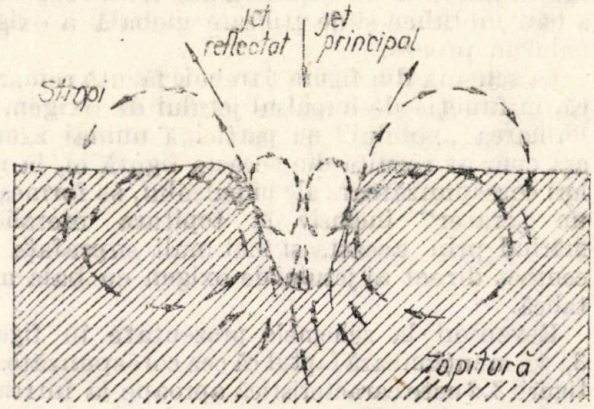


Fig. 9. Schema propusă de Kootz pentru zona de impact a jetului de oxigen cu baia metalică [17]

că, conform acestei scheme fracţionarea jetului în bule nu are loc sau se desfăşoară cu intensitate redusă. V.I. Iavoischi [15] este de părere că, de fapt, aceste două scheme nu se exclud, ci se completează, le reprezentînd cazurile extreme sub raportul interacţiunii jetului gazos cu baia metalică.

Astfel, la energii de impact relativ mici, jetul de oxigen pătrunde la o adîncime relativ mică şi, practic, în asemenea situaţii nu se observă fracţionarea jetului în bule, interacţiunea realizată fiind deci în conformitate cu schema propusă de Kootz. În cazul unor energii mari de impact, jetul de gaz pătrunde adînc în topitura metalică, modificîndu-şi direcţia cu pînă la 180°. Poate să apară, astfel, un jet în sens invers, care tinde să împingă topitura metalică în sus. Rezultat însă al pătrunderii în adîncime a jetului, straturile superioare ale topiturii metalice provoacă frînarea acestor jeturi inverse şi formarea unui număr relativ mare de bule. Această formare de bule în procesul interacţiunii apropie procesul de schema propusă de Ivanov.

În strînsă legătură cu particularităţile interacţiunii jetului de oxigen cu baia metalică se află şi modul circulaţiei băii metalice. A fost exprimată părerea că, în urma insuflării de sus a oxigenului, topitura metalică se va deplasa în consecinţă în direcţia curgerii jetului de oxigen, în vecinătatea zonei de reacţie, adică de sus în jos. Experienţele pe modele reci [18] au arătat că, în realitate, circulaţia de metal în zona de impact a oxigenului cu baia metalică este îndreptată de jos în sus.

Acest caracter al circulației metalului este în strînsă legătură cu distribuția presiunii în fluxul gazos invers, cauza deplasării direcționate a metalului fiind existența unor căderi de presiune între diferitele porțiuni ale jetului reflectat. Astfel, la baza zonei de reacție de adîncime h, presiunea va fi dată de relația:

$$p_h < p_{at} + \rho g h$$

față de suprafața băii la care presiunea este:

$$p_0 = p_{at}$$

Avînd în vedere, deci, că: $p_h > p_0$, în mod firesc fluxul gazos reflectat se va deplasa către zonele de presiune minimă. Deplasarea jetului invers se va face de-a lungul pereților zonei de reacție care prezintă o rugozitate neuniformă, datorită caracterului pulsatoriu al impactului, atrăgînd după sine straturile marginale, provocînd circulația metalului în acest sens și respectiv formarea stropilor. La ieșirea din ajutaj, jetul de oxigen capătă o formă conică (fig. 10).

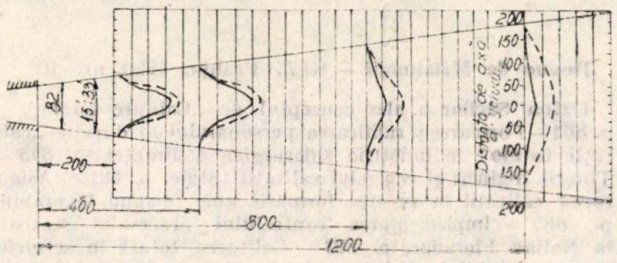


Fig. 10. Schema jetului de oxigen la ieșirea din ajutaj (d_a = 8,5 mm, debit de oxigen 59 m³/min) [2]: —— presiunea dinamică; - - - - - viteza

Distribuția vitezei de curgere a gazului pe axa jetului și valorile corespunzătoare ale presiunii dinamice sînt determinate [2], pentru cazul curgerii într-un mediu cu aceeași densitate, prin ecuația de tipul:

$$\frac{W_x}{W_0}\left(\frac{x}{d}\right)^{1,1} = \beta = \text{const.}$$

și respectiv:

$$\frac{pd_x}{pd_0} = \rho\left(\frac{x}{d}\right) \qquad (4)$$

în care:
W_0, W_x reprezintă viteza axială de curgere a jetului la ieșirea din duză și respectiv la distanța x de duză; pd_0; pd_x — presiunea dinamică corespunzătoare vitezelor de curgere menționate; x — distanța de ajutaj a secțiunii considerate; d — diametrul jetului; $\rho\Delta$ — constante caracteristice jetului considerat.

În cazul în care apar și medii de densități diferite, situația se complică intervenind și efectul forțelor ascensionale de tip Arhimede, viteza jetului într-o secțiune dată definindu-se prin ecuații de tipul:

$$\frac{W_x}{W_0} = \beta'\left(\frac{x}{d},\ Ar\right) \qquad (5)$$

Viteza gazului la ieșirea din duză W_0 se determină pentru regimul adiabatic prin relația:

$$W_0 = \sqrt{2g\frac{K}{K-1}RT_1\left[1-\left(\frac{P_2}{P_1}\right)^{\frac{K-1}{K}}\right]} \qquad (6)$$

în care:
K este coeficientul adiabatic, care pentru oxigen și gaze biatomice este egal cu 1,4; R — constanta universală a gazelor; P_1, T_1 — presiunea și temperatura mediului din care curge gazul; P_2 — presiunea mediului înconjurător.
În locul de impact al jetului cu baia metalică, diametrul jetului este determinat din relația:

$$d_x = d\left[\frac{x}{dB} + 1\right] \qquad (7)$$

în care B este o constantă caracteristică unui ajutaj și presiune de curgere date.
Distribuția vitezelor de gaz pe secțiunea jetului se determină dintr-o relație de tipul:

$$\frac{W_y}{W_{ax}} = \left[1-\left(\frac{y}{r}\right)^{3/2}\right]^2 \qquad (8)$$

în care: W_y este viteza jetului la o distanță y de la axa jetului; W_{ax} — viteza axială a jetului în secțiunea dată; r — raza jetului în secțiunea dată.
Valoarea medie a vitezei la o distanță x se determină din relația:

$$W_{med} = \frac{2}{r^2}\int_0^r W_y\ y\ dy \qquad (9)$$

Această mărime calculată pentru secțiunea de impact a jetului cu baia metalică este folosită în unele calcule de determinare a adîncimii de pătrundere a jetului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Joseph K., Stone. Steel Technology International: 1990/1991, p. 71.

[2] Iavoischi, V. I. *Teoria profesov proizvodstva stali.* Moscova, Metallurghiia, 1967.

[3] Afanasiev S. G. şi colectiv. În: Iz. V.U.Z. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 5, 1971, p. 44—46; nr. 7, 1971, p. 41—43.
[4] Kazanţev, I. G. În: Stali, U.R.S.S., 1940, nr. 1 p. 16.
[5] Hamme, R. şi colectiv. În: Stahl und Eisen, R.F.G., 1957, p. 1303.
[6] Dorofeev, G.A. În: Izv V.U.Z. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., 1969, nr. 9, p. 36—41.
[7] Holden C., Hogg A. În : J. of the Iron and Steel Inst., S.U.A. 1960, nr. 3, 319
[8] Afanasiev, S.G. şi colectiv: În: Stali, U.R.S.S. 1971, nr. 1, p. 23.
[9] Demin, G. I. şi colectiv: În: Izv. V.U.Z. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S S., 1969, nr. 11, p. 10.
[10] Romanciotti, A. şi Praitoni, A. În: La Metallurgia Italiana, Italia, 1967, nr. 9, p. 757.
[11] Lange, K. W. Archiv für das Eisenhüttenwesen, R.F.G, 1971, nr. 4, pag. 233.
[12] Iavoischi, V.I. şi colectiv: În: Izv. A.N.S.S.S.R. Metalli, U.R.S.S. 1971, nr. 4, p. 18.
[13] Baptizmanski, V. I. şi colectiv: În: Izv. V.U.Z. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S. 1975, nr. 12, p. 46.
[14] Flinn, R. A. şi colectiv: În: Trans. of the Metallurgical Society of AIME, S.U.A., 1967, vol. 239, p. 1776.
[15] Iavoischi, V.I. şi colectiv: *Teoria produvki stoleplavilnoi vanni*. Moscova, Metallurghiia, 1974.
[16] Holmes şi Thring În: J. of the Iron and Steel Institute, 196;, S.U.A vol. 196, p. 259.
[17] Kootz, T. În: I. of. the Iron and Steel Inst., 1960, vol. p. 256.
[18] Tokovai şi colectiv: În: Izv. V.U.Z. Ciornaia Metallurghiia, 1971, nr. 1, p. 48.
[19] Boptizmanski, V. I. şi colectiv: În: Izv. V.U.Z. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S. 1975, nr. 10, p. 44.
[20] Turkdogan, E. În: Chemical Engineering Science, 1966, nr. 21, p. 1135.
[21] Turkdogan, E. Scaninject IV, Part I, Luleå, Suedia iunie 11—13, 1986, p. 1.
[22] Rizescu, C. *Mutaţii şi tendinţe în tehnologiile din siderurgie*. Centrul de documentare, M.I.M. 1987.
[23] Chatteryee, A. În: Ironmaking and Steelmaking, S.U.A., 1984, vol. 11, nr. 3.

REVISTA REVISTELOR

Iron and Steel Engineer, S..U.A., 1990, nr. 8

Sistem pentru controlul cuptoarelor de reîncălzire a sleburilor destinate laminorului de tablă de 110 în al firmei Lukens de la Conshohocken, p. 29 — Flexibilitatea tehnologiei cu trei cilindri pentru reducerea şi calibrarea barelor de calitate superioară, p. 33 — Organizarea unui sistem pentru economisirea energiei, p. 38 — Punerea în funcţiune a maşinii de turnare a sleburilor de la uzinele Fairfield USS, p. 43 — Cilindri din oţel forjat cu conţinut mare de crom pentru laminoare la rece, p. 49 — Eliminarea pierderilor prin etanşări la pompele pentru benzen ale cuptoarelor de cocsificare, p. 55 — Locomotivă electrică pe şenile pentru industria oţelului, p. 58.

Revue de Métallurgie — CIT, Franţa, 1990, nr. 9

Comanda la distanţă a maşinilor bateriei nr. 6 de la cocseria firmei Sollac Dunkerque, p. 743 — Protecţia mediului înconjurător la oţelăria LDIII a firmei Ensidesa Aviles, p. 751 — Studii şi perfecţionări privind reglarea nivelului oţelului din lingotiera de turnare continuă la oţelăria Sollac Florange, p. 761 — Relaţia între calitatea procesului de turnare continuă şi calitatea suprafeţei blumurilor la oţelăria Ascométal Hagondage, p. 771 — Îmbunătăţirea calităţii interne a blumurilor cu secţiune mare turnate continuu prin reducere uşoară şi reîncălzire prin inducţie în distribuitor, p. 777 — Bare CAST: o nouă generaţie de produse cu performanţe ridicate, p. 785 — Recoacerea continuă mixtă la uzinele Sainte-Agathe ale firmei Sollac Florange, p. 793 — Controlul termic prin termografie în infraroşu al unei benzi de oţel care se deplasează într-o instalaţie de recoacere continuă, p. 804 — Optimizarea şi punerea la punct a oţelurilor slab aliate de înaltă rezistenţă pentru produse plate la cald, p. 807.

Revue de Métallurgie — *CIT*, Franţa, 1990, nr. 10

Uzina Sacilor a ales conceptul de „Calitate totală", p. 861 — Formarea şi calificarea personalului în direcţia „calităţii totale" în industria siderurgică a Franţei, p. 875 — Tinerii ingineri şi controlul calităţii totale, p. 881 — Asigurarea calităţii în vederea formării unei imagini favorabile, p. 887 — Implementarea controlului procesului statistic la Sollac Florange, p. 893 — Calitatea totală în serviciul departamentului „Lucrări noi" la firma Sollac Dunkerque, p. 901 — Controlul calităţii totale şi cercetarea, p. 907 — Întreprinderea productivă totală la Estamfor, p. 915.

Stahl und Eisen, Germania, nr. 1, 1991

Un an de exploatare a noii instalaţii industriale CSP utilizate la firma Nicor Steel Corp. pentru banda lată la cald, p. 37 — Dezvoltarea în viitor a tehnologiei instalaţiei pentru fabricarea benzii late la cald, p. 47 — Aspecte ale aplicaţiilor industriale ale simulării procesului în tehnologia laminării, p. 63 — Deformarea la cald şi proprietăţile pieselor grele forjate din oţel austenitic, p. 71 — Fabricarea profilurilor din punct de vedere al fabricării sculelor, p. 79 — Efectul conţinuturilor scăzute de P asupra proprietăţilor oţelurilor pentru construcţii cu grăunţi fini şi ale oţelurilor pentru conducte, p. 83 — Expoziţia Blech '90 desfăşurată la Essen; progrese înregistrate la prelucrarea oţelurilor pentru table subţiri, p. 92 — Cercetări efectuate în domeniul valorilor de limitare a riscurilor tehnice, p. 107 — Controlul zgurii şi optimizarea desulfurării fontei lichide la evacuarea convertizorului, p. 119 — Controlul zgurii şi optimizarea elaborării secundare a oţelului, p. 125 — Utilizarea zgurilor la elaborarea oţelului, p. 133 — Situaţia reformelor economice în Polonia, Ungaria, Cehoslovacia şi U.R.S.S., p. 139 — Criza economică declanşată în urma reorganizării în Germania de Est, p. 142.

Dr. ing. G. Pârvu, ing. V. Miron
ICEM S.A.
dr. ing. M. Miulescu și ing. D. Pleșa
Combinatul Siderurgic Galați

STUDIUL DEFORMĂRII LA CALD A OȚELULUI CU 3% Si

CZ: 539.374: 669. 14.018.583

Deformarea la cald a oțelului cu 3% siliciu a fost îndelung studiată din punctul de vedere al dizolvării și precipitării fazei inhibitoare (MnS, AlN etc.) și al formării texturii Goss în condițiile de laminare specifice cajelor finisoare [1]—[5]. Lucrarea își propune să obțină date utilizabile tehnologic privind deformabilitatea și recristalizarea structurii în condițiile de laminare ale trenului finisor și ale ultimelor caje degrosisoare, precum și verificarea în condiții industriale a formării structurii și texturii benzii laminate la cald.

Experimentări efectuate

Utilizînd o mașină de torsiune la cald cu program pentru simularea laminării benzilor la cald în trenul finisor [6], au fost efectuate încercări pentru trasarea curbei tensiune-deformație a oțelului cu 3% siliciu, la diferite tmperaturi cuprinse între 800 și 1150°C și viteze de deformație superficială de la 0,1 la 6 s^{-1}. După terminarea încercării, epruvetele au fost călite în apă. Pentru studiul evoluției structurii, în timpul laminării benzilor la cald epruvetele au fost deformate după un program de simulare a laminării pe șase caje finisoare. Materialul folosit pentru executarea epruvetelor a fost prelevat după laminarea degrosisoare la 40 mm grosime a unei benzi din producția curentă de oțel silicios cu grăunți orientați, cu următoarea compoziție chimică: 0,03% C, 0,07% Mn, 0,025%S, 3,15%Si.

Probe prelevate industrial după laminarea degrosisoare, cu grosime de 40 mm, au fost laminate în laborator cu grade de reducere și temperaturi similare tehnologiei industriale de laminare în ultima cajă degrosisoare și prima cajă finisoare, urmărindu-se influența gradului de deformare și a temperaturii asupra formării structurii. Pentru verificarea evoluției structurii în timpul laminării industriale a benzii s-au prelevat probe din bandă după fiecare cajă a trenului finisor și s-au analizat metalografic.

Cercetări recente [7]—[10] recomandă, pentru intensificarea texturii Goss în banda laminată la cald, laminarea, la temperaturi mai scăzute și păstrarea unei proporții de grăunți incomplet recristalizați cu textură Goss sau microaliere, a oțelului cu elemente care au efect de întîrziere a recristalizării, în special molibden.

Experimentările prezentate în continuare au urmărit determinarea, în condiții industriale, a eficienței tehnologice a celor două procedee. Pentru aceasta au fost laminate la cald benzi cu temperaturi de sfîrșit de laminare cuprinse între 850 și 1030°C din oțel silicios, în varianta convențională, cu inhibitor MnS și benzi din oțel silicios cu adaos de 0,02% molibden. După laminare au fost prelevate probe pentru determinarea intensității texturii (110) în cele două variante.

Rezultate obținute

Curbele tensiune — deformație (fig. 1), trasate la temperaturi și viteze de deformație diferite, arată că deformabilitatea oțelului crește pe măsura creșterii temperaturii și vitezei de deformare, pentru laminarea la cald a acestui oțel fiind foarte adecvate laminoarele moderne cu viteze mari de laminare în trenul finisor.

Structura obținută prin simularea laminării finisoare a benzilor utilizînd epruvete deformate prin răsucire arată că în domeniul temperaturilor 900—1100°C, la viteze și grade de deformare echivalente celor din cajele finisoare, nu se produce recristalizarea completă a grăunților, rezultînd o structură cu grăunți parțial recristalizați (poligonizați) sau simplu deformați la cald. La deformații totale mai mari decît cele care au loc în trenul finisor se poate produce recristalizarea completă a structurii (fig. 2), (tab. 1):

$$\varepsilon = \frac{2}{3} \ln \frac{h_0}{h_1} \qquad \dot{\varepsilon} = \frac{1}{\alpha} \int_0^{\alpha} \varepsilon(\varphi) d\varphi$$

unde: h_0 este grosimea înainte de laminare; h_1 — grosimea după laminare; α — unghiul de prindere.

În domeniul temperaturilor 1150—1200°C, echivalente laminării industriale în ultima cajă degrosisoare și prima cajă finisoare, structura probelor laminate în laborator (tab. 2) a evidențiat următoarele:

— la temperaturi de laminare de peste 1200°C, similare celor realizate industrial la ultima cajă degrosisoare, grăunții recristalizează complet la grade de reducere cuprinse între 38 și 62%; cu cît gradul de deformare este mai mare, cu atît structura este mai fină (fig. 3 *a*, *b*);

— la temperaturi de laminare sub 1150°C, similare celor realizate industrial la primele caje finisoare, grăunții nu recristalizează și sînt cu atît mai alungiți cu cît gradul de deformare este mai mare (fig. 3, *c* și *d*).

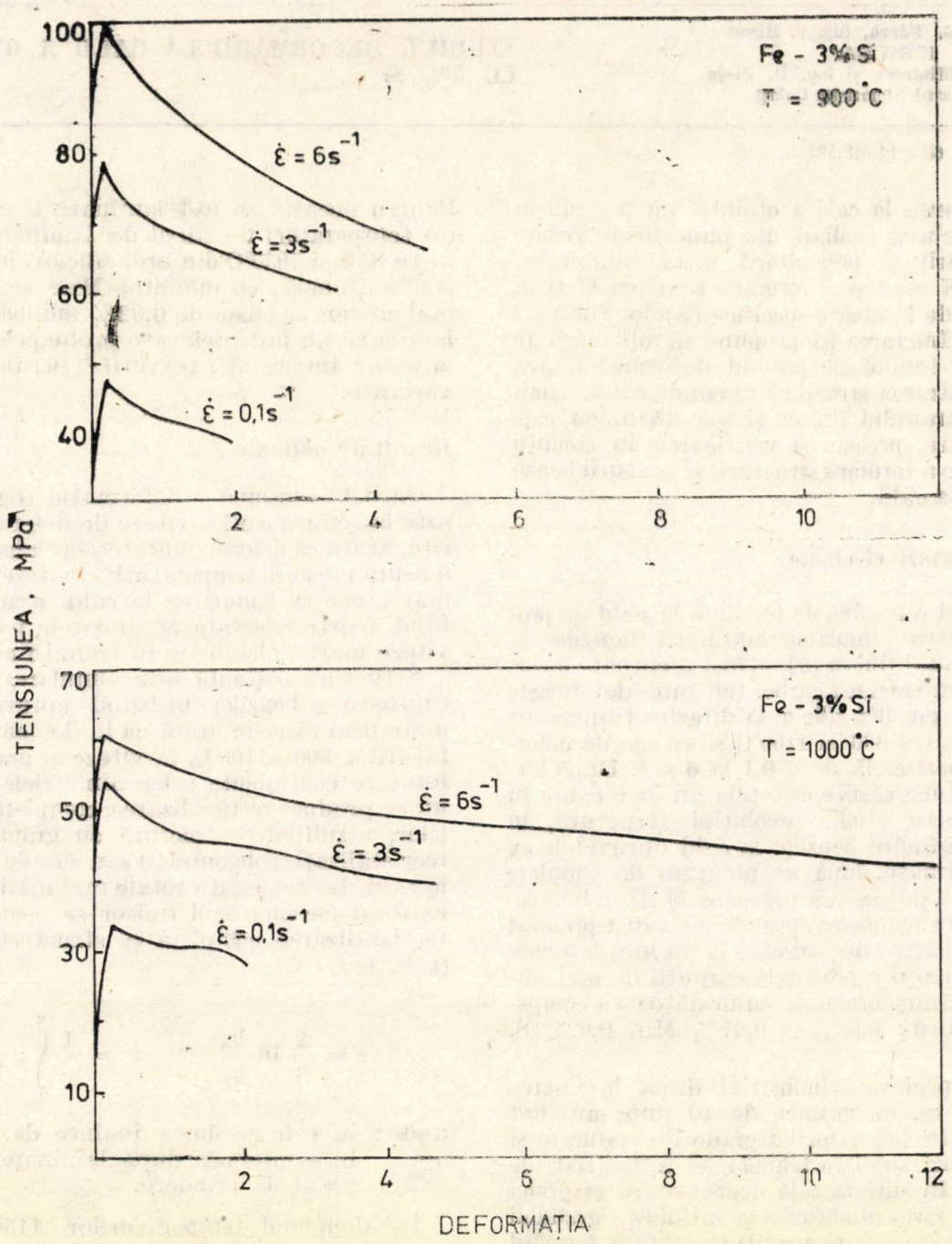


Fig. 1. Variația tensiunii de curgere, în funcție de temperatura și viteza de deformație

Tabelul 1

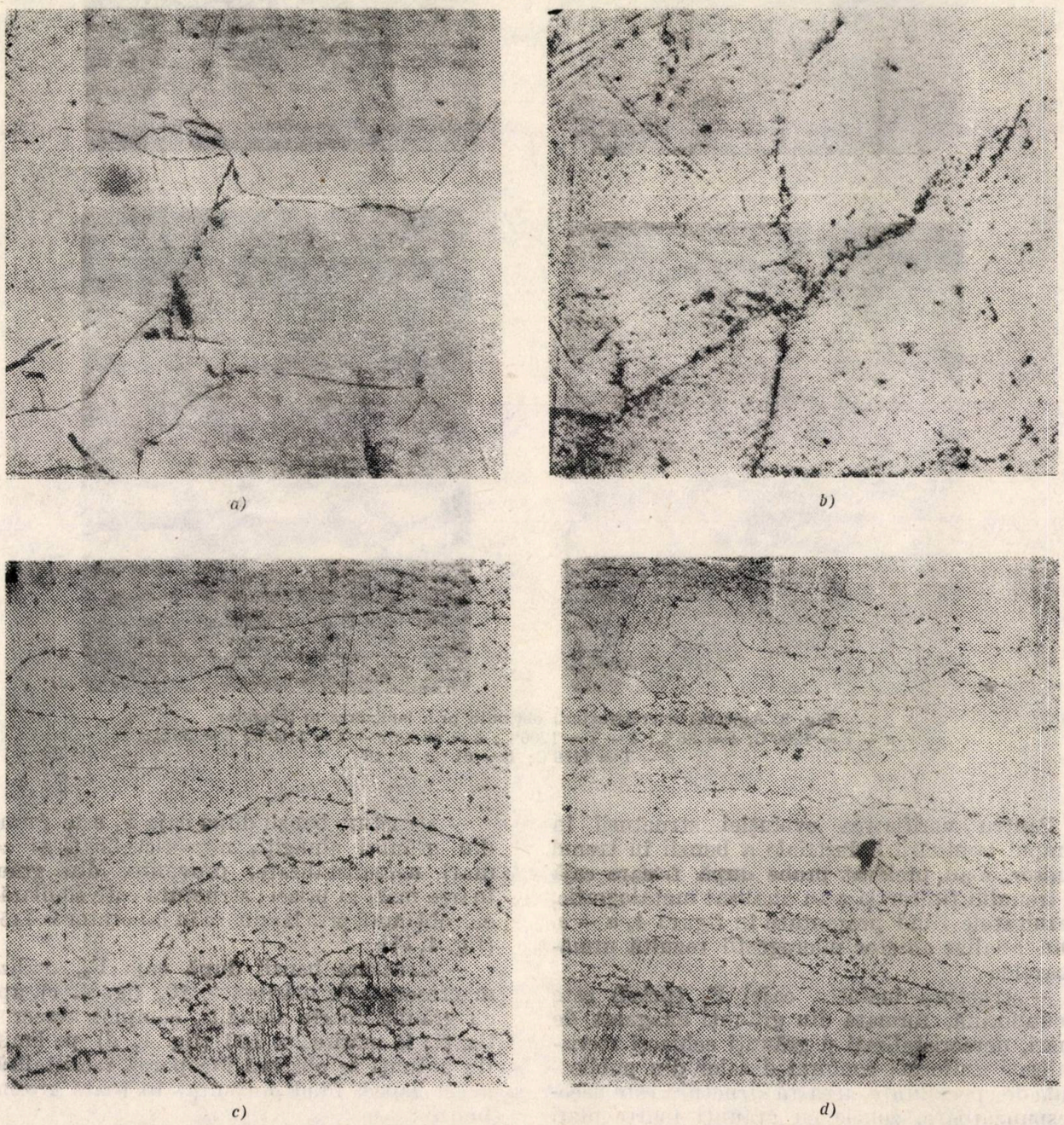
Evoluția structurii, în funcție de parametrii de deformare prin răsucire

Nr. probei	Temperatura de deformare, °C	Viteza de deformare, s^{-1}	Deformația totală	Deformația echivalentă în laminor	Aspectul structurii
1	1100	3	0,75	caja F_1	deformată
2	1100	3	2,34	cajele $F_1 - F_5$	parțial recristalizată
3	1100	3	5,37	mai mare ca în laminor	complet recristalizată

Tabelul 2

Evoluția structurii pe probe laminate în laborator

Nr. probei	Temperatura de laminare, °C	Gradul de reducere, %	Structura obținută
1	1200	38	grăunți recristalizați relativ mari
2	1200	62	grăunți recristalizați relativ mici
3	1150	38	grăunți alungiți nerecristalizați
4	1150	62	grăunți foarte alungiți, nerecristalizați



a) *b)*

c) *d)*

Fig. 2. Aspectul microstructurii în diferite condiții de deformare prin răsucire: $\dot{\varepsilon} = 3\ s^{-1}$, T = 1100°C; *a* — stare inițială; *b* — $\varepsilon = 0{,}75$; *c* — $\varepsilon = 2{,}34$; *d* — $\varepsilon = 5\ 37$; X: 50

Fig. 3. Aspectul microstructurii obținute prin laminarea în laborator:
a — T = 1200°C; δ = 38 %; *b* — T = 1200°C; δ = 62 %; *c* — T = 1150°C; δ = 39 %;
d — T = 1150°C; δ = 61 %; X : 10

Pentru verificarea evoluției structurii în timpul laminării industriale a benzii în trenul finisor, s-au prelevat probe după fiecare cajă a trenului finisor și s-au analizat metalografic, rezultatele fiind prezentate în figura 4, *a* — *e*. Din analiza acestor micrografii rezultă următoarele:

— structura înaintea cajei F_1 (priză) este neuniformă, formată din grăunți exagerat de mari, nerecristalizați și grăunți echiacși recristalizați uniform; conform datelor din publicațiile de specialitate, această structură este necorespunzătoare, zonele cu grăunți foarte mari neputînd recristaliza secundar în ultima fază a procesului tehnologic;

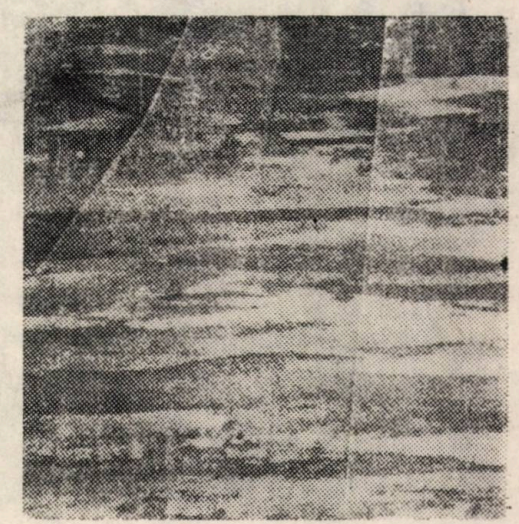
— structura benzii după caja F_1 este formată din grăunți alungiți, nerecristalizați și zone mari nerecristalizate, provenite din grăunți foarte mari ai prizei; structura este similară cu cea obținută prin laminare în laborator la 1150°C (fig. 4, *b*);

— structura benzii după caja F_2, analizată macroscopic (la mărirea × 10, fig. 4, *c*), apare cu grăunți foarte alungiți, complet nerecristalizați; la mărirea × 100 (fig. 4, *d*) pe limitele de grăunți se observă începerea recristalizării, acest aspect fiind prezentat în toată grosimea benzii;

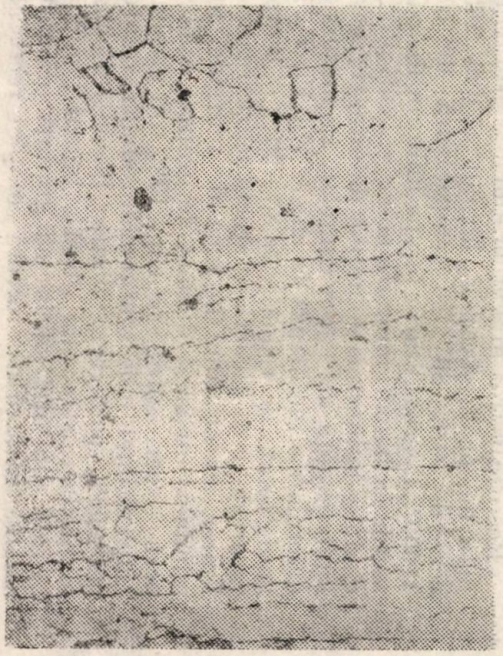
— structura benzii după cajele F_3 — F_7 se caracterizează prin apariția unei zone formate

a)

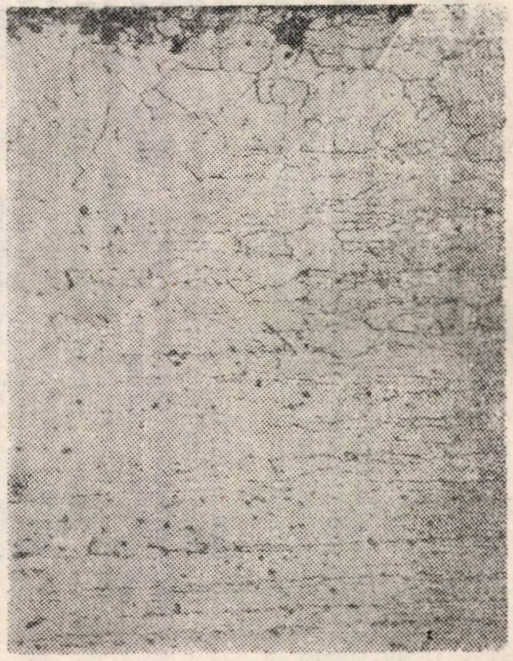
b)



c)

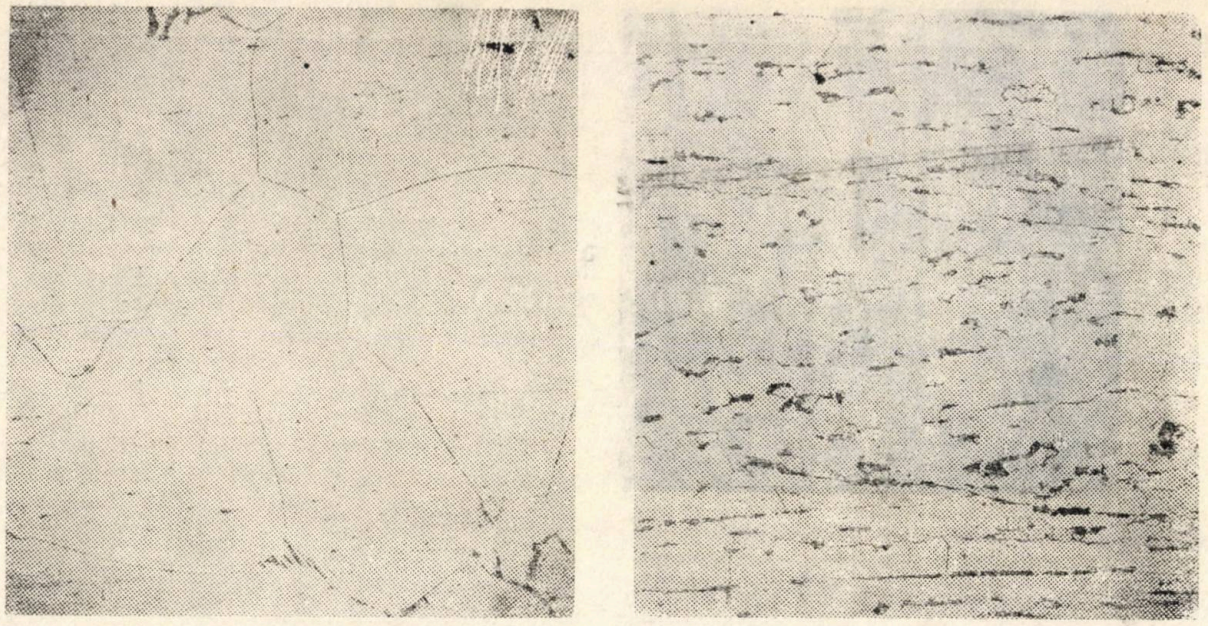


d)



e)

Fig. 4. Evoluţia structurii în timpul laminării industriale: *a* — semilaminatul priză; *b* — $\delta = 41{,}7\,\%$; *c* — $\delta = 73{,}6\,\%$; *d* — $\delta = 73{,}6\,\%$; *e* — $\delta = 93{,}3\,\%$; *a* — *c* X: 10; *d* — *e* X: 100



a) *b)*

Fig. 5. Influenţa conţinutului de carbon asupra finisării granulaţiei:
C = 0,03%; C = 0,05%; *a* — X: 50; *b* — X: 50

din grăunţi echiacşi perfect recristalizaţi în apropierea suprafeţei benzii şi zone mari, parţial necristalizate (poligonizate) în centru; pe măsura scăderii grosimii benzii şi respectiv a temperaturii de laminare la cajele F_6, F_7, zonele din centru capătă o structură complet nerecristalizată, structură tipică de deformare, iar zonele intermediare dintre centru şi suprafaţă rămîn parţial recristalizate; în final după laminare apare structura tipică a benzii la cald formată din grăunţi recristalizaţi în margine, gradul de recristalizare scăzînd spre centrul benzii unde rămîne o structură tipică de deformare (fig. 4, *e*).

Aceste experimentări demonstrează pentru prima dată la scară industrială evoluţia structurii la laminarea benzii la cald în domeniul de temperaturi 1150—1000°C.

Această evoluţie poate fi rezumată astfel:

Recristalizarea grăunţilor alungiţi prin deformare începe după caja F_2, la grad total de reducere de cca. 80% şi temperatură de cca. 1100°C. Recristalizarea începe uniform în toată secţiunea benzii, formarea noilor grăunţi producîndu-se la limitele grăunţilor deformaţi; aceste limite capătă un aspect dantelat. Pe măsură ce deformarea înaintează la cajele F_3, F_4, F_5, la grade totale de reducere de 85—90% şi temperaturi de cca. 1050°C, se accentuează recristalizarea materialului în zona de margine, formîndu-se un strat distinct de grăunţi echiacşi perfect recristalizati pe circa 10% din grosime. După ultimele caje la un grad de reducere total de peste 90% scade recristalizarea, în centrul benzii formîndu-se structura tipică a benzii laminate la cald din oţel silicios cu grăunţi orientaţi, caracterizată prin structură complet recristalizată în margine, gradul de recristalizare scăzînd spre centru, unde structura este complet nerecristalizată.

Creşterea conţinutului de carbon în oţel de la 0,03 la 0,05% are ca efect finisarea granulaţiei după laminarea degrosisoare de la cca 0,75 mm diametrul mediu al grăunţilor la 0,21 mm şi dispariţia zonelor cu grăunţi foarte mari nerecristalizaţi din această fază tehnologică (fig. 5 *a*, *b*).

Graficele din figura 6 prezintă evoluţia texturii pe grosimea benzii, în funcţie de temperatura de sfîrşit de laminare (T_{F7}). Se remarcă clar că intensitatea texturii (110) creşte pe măsura scăderii temperaturii de sfîrşit de laminare, la temperaturi de 850—870°C, indicele $I_{(110)}/I_0$ avînd valoarea 2,0 de la 0,2 pînă la 0,5 mm grosime, pe cînd la temperatura de 1010—1030°C, indicele $I_{(110)}/I_0$ se apropie de această valoare numai la 0,1 mm faţă de suprafaţa benzii. Aceste rezultate confirmă datele publicate anterior.

În figura 7 este prezentată influenţa adaosului de molibden asupra texturii benzii laminate la cald cu temperatură constantă de sfîrşit de laminare (950°C). Se observă că prin adaosul de 0,03% Mo intensitatea texturii $I_{(110)}/I_0$ creşte de la 2,0 la 2,7 pe o grosime de 0,3 mm, efectul fiind mai puternic decît cel obţinut prin scăderea temperaturii de sfîrşit de laminare.

Concluzii

Curbele tensiune — deformaţie trasate prin metode de răsucire la cald indică creşterea capacităţii de deformare a oţelului cu 3% siliciu pe măsura creşterii temperaturii şi vitezei de defor-

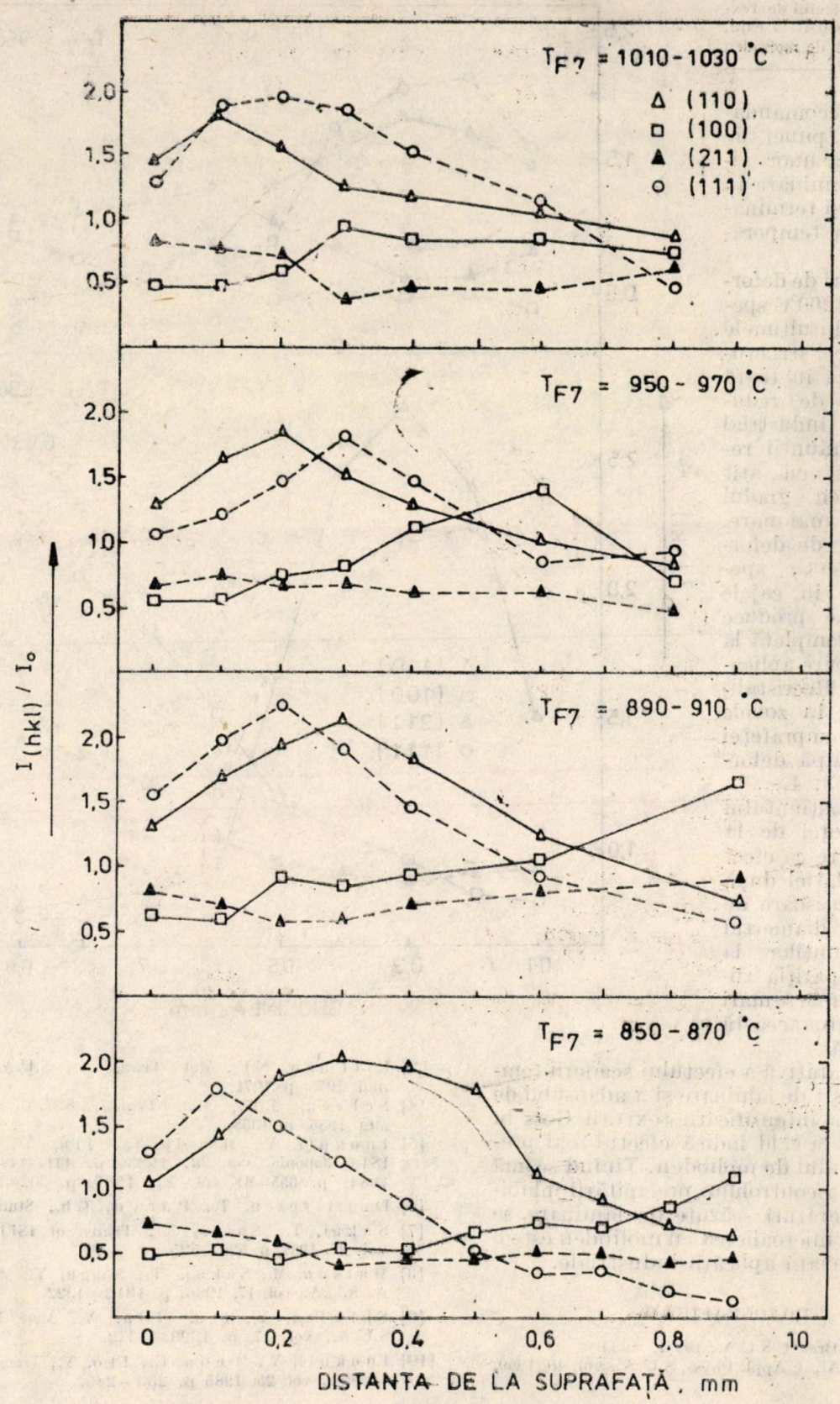
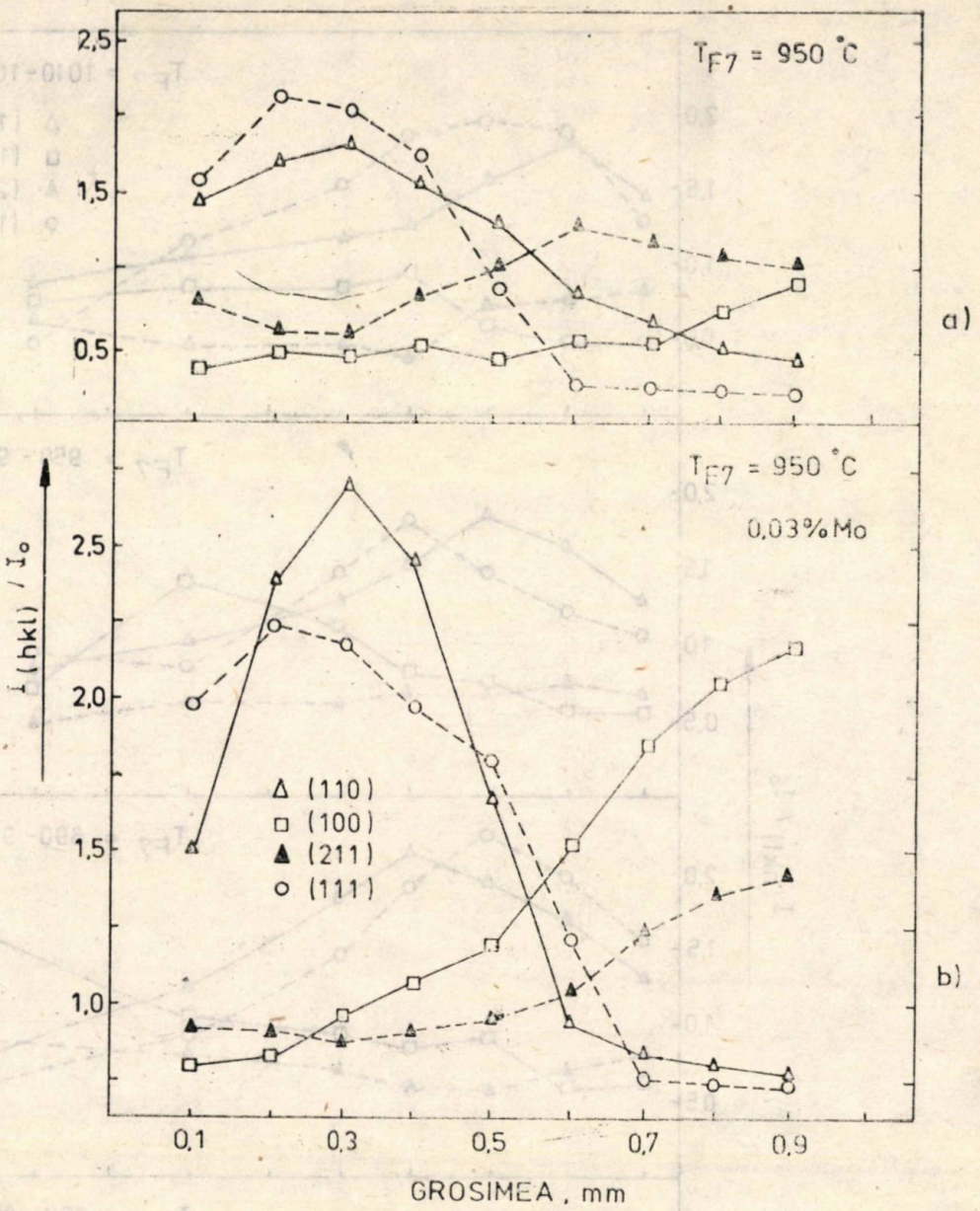


Fig. 6. Variația indicelui de textură pe grosimea benzii laminate la cald, în funcție de temperatura finală de laminare

Fig. 7. Variația indicelui de textură pe grosimea benzii la cald, în funcție de adaosul de molibden



maţie, fiind recomandabilă din acest punct de vedere aplicarea unor viteze mari de laminare în cajele finisoare şi terminarea laminării la temperaturi ridicate.

La temperaturi de deformare de peste 1200°C specifice laminării în ultimele caje degrosisoare, structura recristalizează în toată gama gradelor de reducere aplicabile industrial (30 — 60%). Grăunţii recristalizaţi sînt cu atît mai fini cu cît gradul de reducere este mai mare. La temperaturi de deformare sub 1150°C, specifice laminării în cajele finisoare, nu se produce recristalizarea completă la gradele de reducere aplicabile industrial. Recristalizarea structurii în zonele din apropierea suprafeţei benzii începe după deformarea în cajele 3, 4.

Creşterea conţinutului de carbon în oţel de la 0,03 la 0,05% are ca efect finisarea granulaţiei după laminarea degrosisoare de la cca 0,75 mm diametrul mediu al grăunţilor la 0,21 mm şi dispariţia zonelor cu grăunţi foarte mari nerecristalizaţi din această fază tehnologică.

Analiza comparativă a efectului scăderii temperaturii de sfîrşit de laminare şi a adaosului de molibden asupra intensificării texturii Goss în banda laminată la cald indică efectul mai pronunţat al adaosului de molibden. Ţinînd seamă şi de dificultatea controlului precipitării inhibitorilor la temperaturi scăzute de laminare, se poate afirma că microalierea cu molibden este o soluţie mai adecvată aplicării industriale.

BIBLIOGRAFIE

[1] Goss, N. P., Brevet S.U.A., nr. 1, 1934.

[2] Sakakura, A., J. Appl. Phys., S.U.A., vol. 40, 1969, p. 1539

[3] Littman, N.F., Met Trans. A., S.U.A., vol. 6, mai 1975, p. 1071.

[4] Scheen, J. W., Met. Trans., S.U.A., vol. 17A, aug. 1986, p. 1335.

[5] Inokuti, Y., Maeda, C., Ito, Y., Trans. of ISIJ, Japonia, vol. 23, 1983, p. 441—449; vol. 24, 1984, p. 655—61 vol. 27, 1987, p. 302—310.

[6] Dumitrescu, T., Pârvu, Gh., Studiu ICEM.

[7] Sakai, T., Saito, Y., Trans. of ISIJ, Japonia, vol. 27, 1987, p. 520—525.

[8] Matsuo, M., Sakai, T., Suga, Y., Met. Trans. A, S.U.A., vol. 17, 1986, p. 1313—1322.

[9] Shimizu, Y., Ito, Ida, Y., Met. Trans. A., S.U.A., vol. 17, p. 1323—1333.

[10] Inokuti, Y., Meda, C., Ito, Y., Trans. of ISIJ, Japonia, vol. 25, 1985 p. 233—240.

Ing. D. Gheorghe,
prof. dr. ing. C. Dumitrescu,
dr. ing. R. Şaban, ing. D. Bunea,
dr. ing. Simona Zamfir,
ing. N. Constantin şi dr. ing. D. Bojin
Institutul Politehnic Bucureşti

CERCETĂRI EXPERIMENTALE PRIVIND POSIBILITĂŢILE DE UTILIZARE A UNUI OŢEL RAPID CU COMPOZIŢIE CHIMICĂ ECONOMICĂ PENTRU SCULE SPECIFICE FABRICAŢIEI DE ŢEVI LAMINATE LA RECE

C.Z. :621.785 :669.14.018.252.3

Dezvoltarea intensivă a industriei şi cererea tot mai mare de ţevi au impus o creştere a producţiei de scule specifice destinate execuţiei acestor produse. Prin natura procesului tehnologic de obţinere a ţevilor laminate la rece, sculele utilizate sînt supuse unor solicitări specifice.

În funcţie de procedeul de deformare la care este utilizată scula respectivă, aceasta este folosită la uzură sau compresiune, la încovoiere sau şocuri dinamice, mai rar la solicitare termică datorită încălzirii părţii active în timpul lucrului.

În cazul refulării la rece prin matriţare, matriţele sînt supuse în timpul lucrului la solicitări dinamice fără presiuni specifice prea mari; de asemenea sînt solicitate la uzură prin contactul direct cu semifabricatul.

În cazul tăierii la rece (decupare, retezare, forfecare, crestare, separare, tundere etc.), solicitările importante sînt cele de îndoire şi compresiune, precum şi sarcinile dinamice (prin şoc), iar tăişul sculei este puternic solicitat la uzură şi îndoire, compresiune şi frecare.

În sfîrşit, în cazul laminării la rece, sculele utilizate sînt puternic solicitate la uzură, trebuind, în acelaşi timp, să posede şi o duritate mare pentru ca materialul supus laminării să nu se imprime. Cilindrii de laminare, mai ales cei cu dimensiuni mari, sînt solicitaţi, pe lîngă uzură la încovoiere, şi la şoc, solicitarea la încovoiere fiind cu atît mai mare cu cît gradul de deformare care trebuie aplicat este mai mare; solicitarea la şoc este direct proporţională cu viteza de laminare.

Tot importantă, în cazul laminării, este şi solicitarea la oboseală datorită repetării operaţiilor şi variaţiei direcţiei de solicitare a direcţiei de încovoiere.

Analizîndu-se solicitările la care sînt supuse aceste tipuri de scule (compresiune, încovoiere, uzură), rezultă că trebuie să se aleagă nivelul de duritate maxim admis, în raport cu tipul sculei şi celelalte solicitări. Se constată că rezistenţa la oboseală este influenţată în special de condiţiile de elaborare.

Din cele prezentate rezultă că oţelurile utilizate la confecţionarea unor astfel de scule trebuie să aibă proprietăţi specifice fiecărui tip de operaţie în parte, care depind de solicitările la care sînt supuse.

Oţelurile utilizate pentru fabricarea unor astfel de scule trebuie să posede următoarele caracteristici principale: duritate şi rezistenţă ridicate (la rupere şi deformare), rezistenţă la uzură sporită, combinate cu tenacitate corespunzătoare. În condiţiile în care specificul operaţiei de lucru a sculei duce la o încălzire a zonei active a acesteia, oţelul va trebui să prezinte şi o anumită stabilitate corespunzătoare şi cu variaţii de volum minime la călire.

Principalele clase de oţeluri utilizate sînt: oţeluri carbon hipereutectoide cu adîncime mică de pătrundere a călirii; oţeluri cu conţinut ridicat de crom, în special de tip ledeburitic cu adîncime mare de pătrundere a călirii şi variaţii mici de volum la călire; oţeluri rapide.

Oţelul care a făcut obiectul cercetării face parte din categoria oţelurilor rapide, necesitatea utilizării unui astfel de oţel rezultînd din următoarele considerente: producţia industrială de oţeluri rapide este axată, în principal, pe producerea oţelului *Rp3*, care conţine 18% W, un element de aliere scump şi deficitar. În aceste condiţii, noile orientări ale producătorilor tradiţionali de oţel rapid privind fabricaţia unor oţeluri aliate cu molibden, introducerea niobiului şi creşterea conţinutului de siliciu au reprezentat jaloanele faţă de care autorii îşi propun să creeze unele mărci de oţeluri cu un conţinut redus de elemente de aliere scumpe şi deficitare, echivalent competitive în serviciu cu oţelurile rapide cu grad de aliere mai ridicat.

Marca de oţel prezentată în lucrare a fost obţinută respectînd principiul de bază al proporţiei elementelor de aliere a unei grupe de oţel rapid cu largă utilizare în producţia mondială, respectiv 3—3—2.

Compoziţia chimică a acestui oţel, efectuată pe o instalaţie de tip „Quantovac" şi verificată prin procedeul „Leco", este: C=1,05%; Si=0,72%; Mn=0,28%; P=0,010%; S=0,018%; Cr=3,98%; Mo=3,35%; V=1,96%; W=3,30%; Nb=1,10%.

Elaborarea şarjei experimentale s-a realizat într-un cuptor cu inducţie cu o capacitate de 50 kg şi o putere instalată de 120 kW.

Şarja de oţel lichid a fost turnată la temperatura de 1540—1560°C într-o lingotieră invers conică cu secţiunea rotundă, obţinîndu-se un lingou cu masa de 32,5 kg. S-a utilizat maselotieră căptuşită cu material termoizolant, iar la umplerea acesteia cu oţel lichid s-a utilizat amestec exoterm antiretasură. S-a practicat metoda de turnare directă.

Pentru a se asigura protecția față de acțiunea oxigenului atmosferic și degazarea băii metalice (eliminarea azotului și hidrogenului) în partea finală a elaborării, după aliere, deasupra băii metalice s-a menținut o perdea de argon.

Oțelul a fost menținut în lingotieră pentru solidificare pînă la 1050°C, după care s-a practicat striparea lingoului. Răcirea în continuare a acestuia s-a efectuat în gropi cu nisip încălzit la 600—650°C.

S-a trecut apoi la forjarea lingoului și țaglelor.

Intervalul temperaturilor de deformare plastică a fost stabilit pe baza unui studiu documentar „Krupp Stahl AG84", privind unele mărci de oțeluri rapide din clasa 3—3—2.

Încălzirea în vederea forjării a fost realizată pe un cuptor bicameral cu vatră fixă.

Forjarea s-a făcut pe un ciocan de forjare liberă de 400 kgf, realizindu-se trei dimensiuni de țagă, cărora le corespund trei valori ale coroiajului ($C_1 = 8{,}35$, $C_2 = 21{,}38$, $C_3 = 68$).

După forjare, barele au fost introduse intr-un cuptor-cameră cu vatră fixă, încălzit la 780°C, astfel incît răcirea barelor s-a făcut dirijat pînă la 200°C, cu o viteză de 50—60°C/h, apoi au fost scoase în aer.

După aplicarea tratamentului termic preliminar care a avut ca obiectiv îmbunătățirea prelucrabilității prin așchiere prin scăderea durității sub 300 *HB* și realizarea unei structuri alcătuite din perlită globulară, s-a trecut la stabilirea parametrilor optimi ai tratamentului termic final.

În vederea stabilirii intervalului optim al temperaturilor de austenitizare pentru călire, precum și a condițiilor de răcire, au fost utilizate

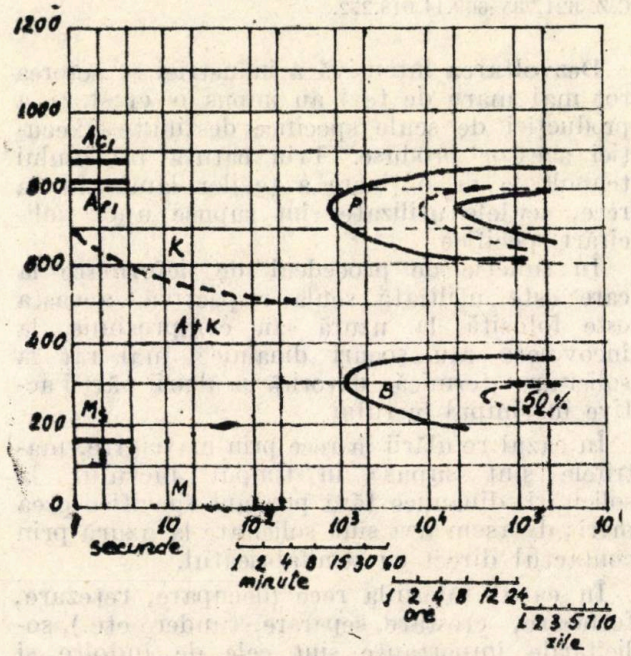


Fig. 1. **Diagrama** cinetică obținută la răcirea cu menținere izotermă a unui oțel din clasa 3—3—2 austenitizat la 1200°C

Tabelul 1

Nr. probei	Temperatura de austenitizare, °C	Timpul de menținere, min	Mediul de răcire	Temperatura de revenire, °C	Numărul de reveniri și durata, min	Mediul de răcire
111 112 113				520	1×30 2×30 3×30	
121 122 123	1210			540	1×30 2×30 3×30	
131 132 133			baie izotermă 510°C/3 min, apoi aer	560	1×30 2×30 3×30	
211 212 213		2,5		520	1×30 2×30 3×30	aer
221 222 223	1230			540	1×30 2×30 3×30	
231 232 233				560	1×30 2×30 3×30	
311 312 313				520	1×30 2×30 3×30	
321 322 323	1250			540	1×30 2×30 3×30	
331 332 333				560	1×30 2×30 3×30	

date furnizate de diagrame cinetice obținute la răcire cu menținere izotermă pentru oțeluri din aceeași clasă (fig. 1).

Probele utilizate la stabilirea intervalului optim al temperaturilor de austenitizare au fost încălzite în două trepte: la 600 și 850°C, cu menținere 20 min în cuptor electric — cameră cu vatră fixă și atmosferă de protecție, iar încălzirea finală s-a efectuat în cuptor — baie de sare cu electrozi submersați, la temperaturi în intervalul: 1210—1250°C.

Răcirea de la temperatura de austenitizare a fost efectuată în baie izotermă și apoi în aer.

Domeniul temperaturilor de revenire a fost stabilit pe baza curbelor de variație a durității, în funcție de temperatură, pentru oțeluri din aceeași clasă cu oțelul studiat.

Parametrii tratamentului termic final, aplicat în scopul determinării condițiilor optime de călire și revenire, sînt prezentați în tabelul 1.

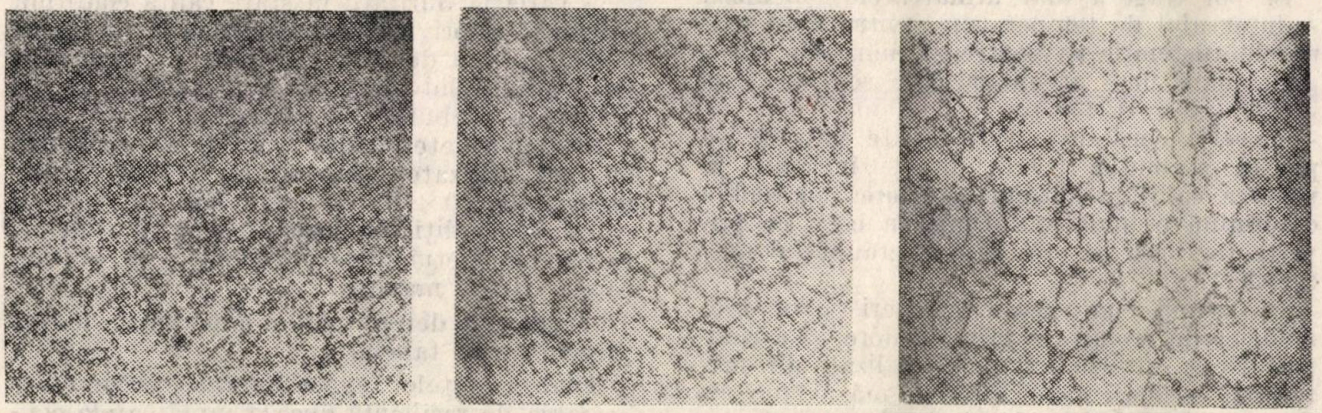
Rezultatele cercetărilor experimentale

În vederea analizei tipului și morfologiei constituenților care alcătuiesc materialul studiat, s-a efectuat o serie de studii de microscopie optică calitativă pe un microscop tip Neophot, pe probe prelevate din material supus tratamentului termic final.

În figura 2 sînt prezentate micrografiile optice ale materialului șarjei studiate după aplicarea tratamentului termic de călire în trepte de la trei temperaturi, iar în figura 3, micrografiile materialului supus călirii în trepte de la 1230°C, la una, două, respectiv trei reveniri la 520°C.

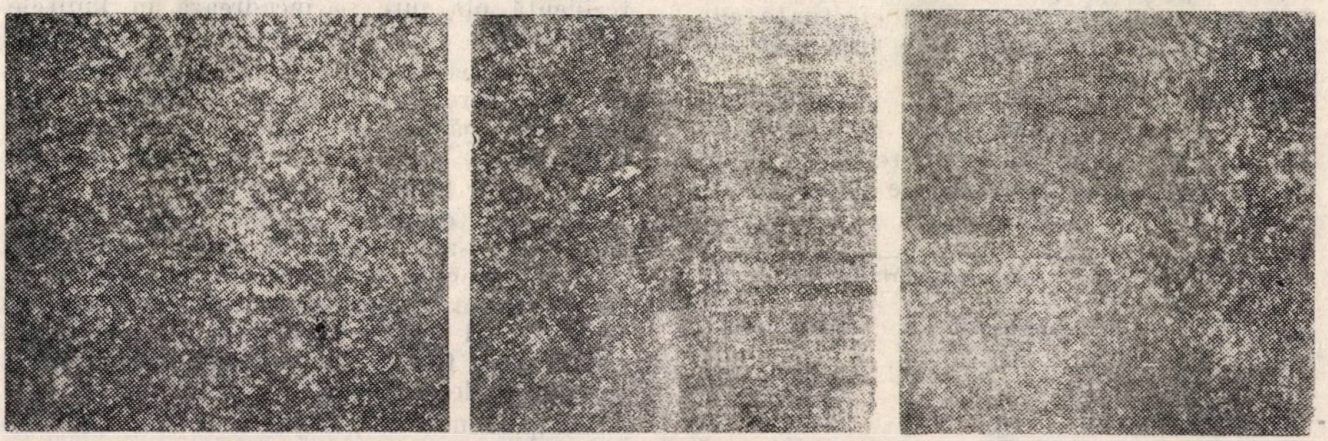
Analiza comparativă a micrografiilor probelor în stare călită arată că structurile sînt alcătuite din carburi primare și carburi eutectice, plasate în masa metalică de bază alcătuită din martensită, carburi secundare globulare și austenită reziduală.

Încălzirile la temperaturi de 1210 și 1230°C nu duc la diferențieri evidențiabile în ceea ce privește mărimea grăuntelui austenitic, în



a) *b)* *c)*

Fig. 2. Micrografiile optice ale materialului călit: *a* — călit la 1210°C/2,5 min/baie izotermă 510°C/3min/aer $HRC = 64$; *b* — călit la 1230°C/2,5 min/baie izotermă 510°C/3min/aer $HRC = 63$; *c* — călit la 1250°C/2,5 min/baie izotermă 510°C/3min/aer $HRC = 62$



a) *b)* *c)*

Fig. 3. Micrografiile optice ale materialului călit și revenit: *a* — călit la 1230°C/2,5 min/baie izotermă 510°C/3min/aer/revenit 1×30 min/520°C/aer $HRC = 64$; *b* — călit la 1230°C/2,5 min/baie izotermă 510°C/3 min/aer/revenit 2×30 min/520°C/aer $HRC = 6$; *c* — călit la 1230°C/2,5 min/baie izotermă 510°C/3 min/aer/revenit 3×30 min/520°C/aer $HRC = 66$

schimb încălzirea la 1250°C se manifestă, în special, prin creşterea sesizabilă a grăuntelui austenitic, precum şi prin creşterea neuniformităţilor acestuia, în sensul că o proporţie însemnată de grăunţi grosolani alternează cu grăunţi fini.

Determinarea mărimii de grăunte austenitic după metoda Schneyder-Graff duce la următoarele valori: călire în trepte de la 1210°C $M_{SG} > 15$ —granulaţie foarte fină; călire în trepte de la 1230°C $M_{SG} > 15$ —granulaţie foarte fină; călire în trepte de la 1250°C $M_{SG} \leq 15$ —granulaţie fină.

În ceea ce priveşte structurile probelor în stare revenită, analiza comparativă a micrografiilor relevă că, în toate cazurile, structura este alcătuită din carburi primare şi eutectice plasate în masa metalică de bază, formată din martensită, carburi secundare şi austenită reziduală. În acest caz, analiza microscopică nu evidenţiază deosebiri importante între constituenţii care alcătuiesc structurile după revenire.

Se pot trage aşadar următoarele concluzii:
— intervalul de temperaturi pentru care grăuntele austenitic îşi păstrează mărimea corespunzătoare unei granulaţii fine se estimează la 35°C (1210—1245°C);
— această constatare este foarte importantă pentru stabilirea condiţiilor de încălzire în vederea călirii, rezultînd că alierea cu niobiu determină o bună stabilitate în ceea ce priveşte tendinţa de creşterea a grăuntelui austenitic.

În scopul cunoaşterii caracteristicilor tehnologice de prelucrare prin aşchiere şi a comportării în serviciu a sculelor realizate din materialul studiat, s-au efectuat măsurători de duritate în diferite etape ale fluxului de fabricaţie.

Pe probele forjate şi recoapte au fost efectuate măsurători de duritate Brinell, probele fiind în prealabil polizate pe o adîncime de 2 mm, pe fiecare probă fiind efectuate cîte cinci măsurători, respectiv în centru şi în colţurile probelor.

Valorile durităţilor Brinell pe probe în stare forjată şi recoaptă sînt redate în tabelul 2.

Măsurarea durităţilor în stare călită şi călit-revenită a fost efectuată pe probe rectificate pe o adîncime de 0,5 mm. Pe fiecare probă au fost efectuate cinci determinări. Valorile extreme au fost eliminate, iar cu celelalte trei s-a făcut o medie.

Tabelul 2

Nr. probei	Duritatea Brinell, *HB*	
	stare forjată	stare recoaptă
111	480	290
112	500	305
113	470	280
121	480	290
122	500	300
123	480	295

Tabelul 3

Nr. probei	Duritatea, *HRC*	
	stare călită	stare călit-revenită
111	62	64
112	63	66
113	62	65
121	61	65
122	63	66
123	62	64

Valorile durităţilor medii pe probele călite şi călit-revenite sînt prezentate în tabelul 3.

Analizînd valorile de duritate obţinute rezultă că se pot trage următoarele concluzii:
— creşterea temperaturii de austenitizare determină micşorarea durităţii în stare călită;
— variaţia durităţii în stare călită confirmă atît analiza privind natura fazelor cît şi intervalele optime de călire stabilite pe baza mărimii grăuntelui austenitic şi a gradului de dizolvare a carburilor în austenită.

În scopul determinării valorilor de rezilienţă au fost utilizate epruvete prismatice cu dimensiunile 10×10×55 mm fără crestătură, călite în condiţii similare probelor şi sculelor, revenirea efectuîndu-se în condiţii de obţinere a durităţii maxime.

Rezultatele determinărilor experimentale sînt prezentate în tabelul 4.

Analiza datelor experimentale privind încercarea de rezilienţă duce la următoarele concluzii: valorile de rezilienţă se situează în jurul valorii de 3 daj/cm². Deoarece oţelul propus va lucra în condiţii de solicitări reduse la şocuri mecanice, se apreciază că valorile de rezilienţă obţinute se încadrează în limitele admisibile.

Stabilitatea la cald reprezintă caracteristica de exploatare care defineşte capacitatea oţelului de a păstra, la temperaturile la care ajunge partea activă a sculei în timpul lucrului, structura şi proprietăţile iniţiale.

Pentru determinarea stabilităţii la cald (conform STAS-ului 7382—80 duritatea epruvetelor nu trebuie să scadă sub 58 *HRC* după patru ore de revenire la temperaturi cuprinse între 620 şi 640°C, în funcţie de compoziţia chimică) au fost utilizate epruvete folosite la încercarea de rezilienţă.

Temperatura de menţinere a fost stabilită ţinîndu-se seamă de faptul că temperatura părţii active nu depăşeşte 500—600°C în timpul lucrului, la 620°C, timp de menţinere 4h şi răcire în aer.

Tabelul 4

Parametrii călirii				Parametrii revenirii				Duritatea, *HRC*	KCU 30/8, daj/cm²	
T, °C	tm, min	T_{b1}, °C	tm_{b1}, min	T, °C	tm, min	mediul de răcire	nr. de reveniri, min			
1210	2,5	510	3/aer	520	30	aer	1×30	64	3,2	3,2
							2×30	65	2,8	3,0
							3×30	65	3,0	3,0
1230	2,5	510	3/aer	520	30	aer	1×30	64	3,2	3,0
							2×30	66	2,8	2,8
							3×30	66	3,0	3,0
1250	2,5	510	3/aer	520	30	aer	1×30	63	3,2	3,0
							2×30	65	2,8	3,0
							3×30	66	2,8	3,0

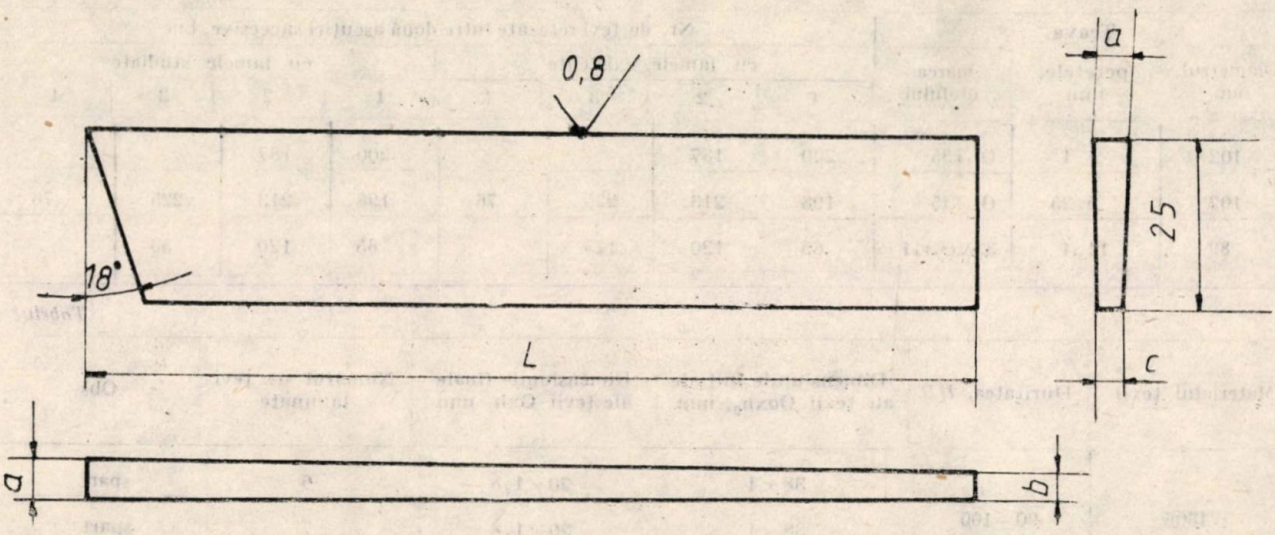


Fig. 4. Lama pentru retezat țevi

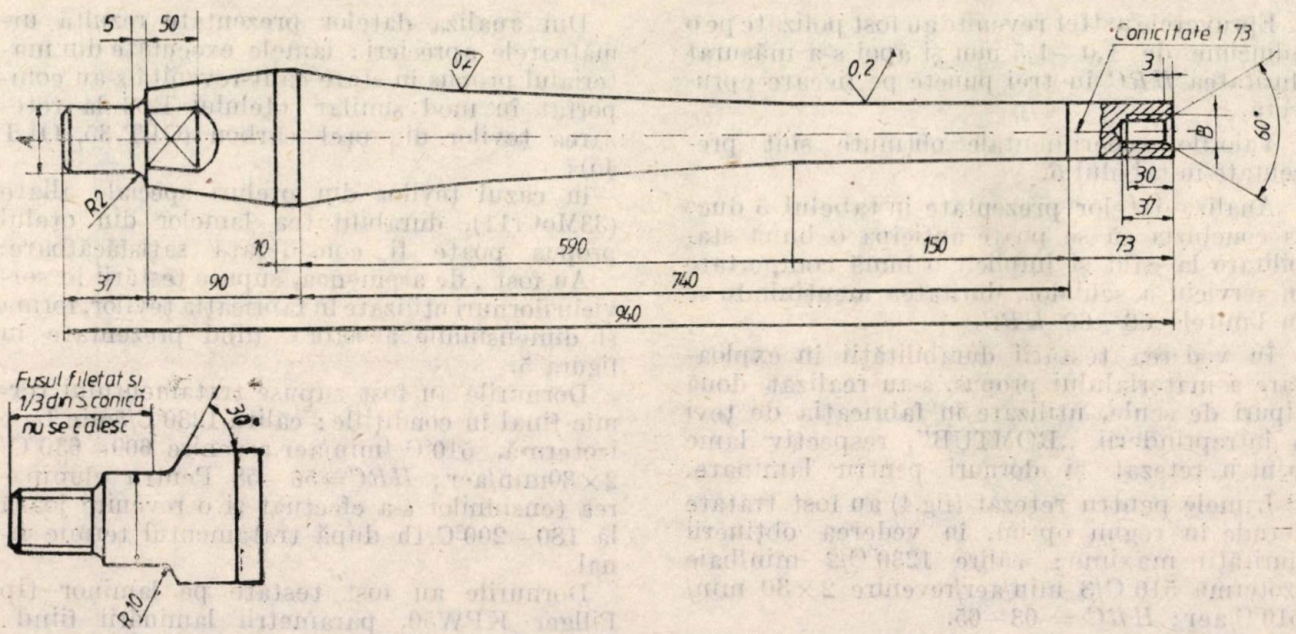


Fig. 5. Dornul pentru laminarea țevilor

Tabelul 5

Parametrii călirii				Parametrii revenirii				Duritatea, *HRC*	Încercarea stabilității:			Duritatea, *HRC*		
T, °C	tm, min	T_{bi}, °C	tm_{bi}, min	T, °C	tm, min	mediul de răcire	nr. de reveniri		T, °C	tm, min	mediul de răcire			
1210	2,5	510	3/aer	520	30	aer	1	64	620	240	aer	58	57	58
							2	65				58	58	59
							3	65				58	58	59
1230	2,5	510	3/aer	520	30	aer	1	64	620	240	aer	58	56	57
							2	66				59	60	58
							3	66				58	60	60
1250	2,5	510	3/aer	520	30	aer	1	63	620	240	aer	56	56	57
							2	65				57	58	58
							3	66				60	58	58

Tabelul 6

Țeava			Nr. de țevi retezate între două ascuțiri succesive, buc							
			cu lamele existente				cu lamele studiate			
Diametrul, mm	peretele, mm	marca oțelului	1	2	3	4	1	2	3	4
102	4	OLT35	200	187			200	187		
102	5,25	OLT45	198	213	225	76	198	213	225	76
89	11,4	33MoCr11	65	120	125		65	120	53	

Tabelul 7

Materialul țevii	Duritatea, *HB*	Dimensiunile inițiale ale țevii $Øoxh_0$, mm	Dimensiunile finale ale țevii Øxh, mm	Numărul de țevi laminate	Obs.
W4306	90—100	38×4	20×1,8	6	spart
		38×4	20×1,8	7	spart

Epruvetele astfel revenite au fost polizate pe o adîncime de 1,0—1,5 mm și apoi s-a măsurat duritatea *HRC* în trei puncte pe fiecare epruvetă.

Valorile experimentale obținute sînt prezentate în tabelul 5.

Analiza datelor prezentate în tabelul 5 duce la concluzia că se poate anticipa o bună stabilitate la cald și implicit o bună comportare în serviciu a sculelor, duritatea menținîndu-se în limitele 56—60 *HRC*.

În vederea testării durabilității în exploatare a materialului propus, s-au realizat două tipuri de scule, utilizate în fabricația de țevi a întreprinderii „ROMTUB", respectiv lame pentru retezat și dornuri pentru laminare.

Lamele pentru retezat (fig.4) au fost tratate termic în regim optim, în vederea obținerii durității maxime: călire 1230°C/2 min/baie izotermă 510°C/3 min/aer/revenire 2×30 min/510°C/aer; *HRC* = 63—65.

Rezultatele comportării în serviciu a lamelor astfel tratate sînt prezentate în tabelul 6.

Din analiza datelor prezentate rezultă următoarele aprecieri: lamele executate din materialul propus în stare călit-revenită s-au comportat în mod similar oțelului Rp3 la retezarea țevilor din oțel carbon (OLT 35, OLT 45);

—în cazul țevilor din oțeluri speciale aliate (33MoCr11), durabilitatea lamelor din oțelul propus poate fi considerată satisfăcătoare.

Au fost , de asemenea, supuse testării în serviciu dornuri utilizate în fabricația țevilor, forma și dimensiunile acestora fiind prezentate în figura 5.

Dornurile au fost supuse tratamentului termic final în condițiile: călire 1230°C/5min/baie izotermă, 510°C/4min/aer/revenire 600—630°C/2×30min/aer; *HRC*=56—58. Pentru eliminarea tensiunilor s-a efectuat și o revenire joasă la 180—200°C/1h după tratamentul termic final.

Dornurile au fost testate pe laminor tip Pillger KPW50, parametrii laminării fiind: viteza de laminare: 70—90 curse duble/min; avans 19mm/cursă dublă.

Pentru răcire s-a utilizat ulei tip Castrol.

Rezultatele testării sînt prezentate în tabelul 7.

Din analiza datelor prezentate în acest tabel rezultă următoarele concluzii: dornurile utilizate în prezent, realizate din oţelul W2343, au o durabilitate de şase—opt ţevi în laminarea oţelului W4306; oţelul studiat asigură în stare călit-revenită o durabilitate asemănătoare oţelului actual (W 2343).

Concluzii

Obiectivul lucrării l-a constituit testarea posibilităţii de utilizare a unui oţel rapid cu conţinut scăzut de elemente de aliere scumpe şi deficitare la fabricaţia unor scule specifice fabricaţiei de ţevi.

Elaborarea oţelului se face în condiţii specifice oţelurilor rapide, fără necesitatea unor intervenţii suplimentare.

Forjarea se poate realiza cu coroiaje mai mici, care asigură un grad avansat de fărimiţare şi distribuţie a carburilor.

Tratamentul termic preliminar trebuie efectuat în scopul obţinerii unor durităţi $HB < 300$ şi a unei bune prelucrabilităţi prin aşchiere.

Tratamentul termic final se realizează în mod diferenţiat pentru fiecare tip de scule, în raport de destinaţia lor tehnologică: pentru scule de retezat capete de ţevi şi decojire se recomandă călire la 1210—1230°C/baie izotermă 510—520°C sau ulei/aer urmată de două—trei reveniri la 510—530°C cu răcire în aer, obţinîndu-se durităţi de 63—65 *HRC*; pentru scule de deformare la rece, încălzirea la călire se efectuează în aceleaşi condiţii, iar revenirea, la 600—630°C cînd se obţin durităţi 54—58 *HRC*, cu creşterea corespunzătoare a tenacităţii.

În ambele cazuri se recomandă aplicarea unei reveniri joase la 150—180°C cu menţinerea 1—2 h, după tratamentul termic final.

REVISTA REVISTELOR

Metallurgical Plant and Technology, *R.F.G., 1990, nr. 1*

Dezvoltarea pe termen lung a principalelor zone economice ale lumii, p. 6 — Noi progrese în tehnologia de turnare continuă, p. 12 — Procedeul de insuflare automată în convertizorul LD şi evacuarea directă folosind sistemul cu sublance, p. 28 — Instalaţii de elaborare secundară a oţelului în convertizorul LD la firma Hoesch Stahl AG, p. 36 — Noi tehnologii de laminare pentru laminoarele de benzi la cald, teorie şi practică, p. 48 — Experienţa dobîndită pe laminorul la rece cu cinci caje de la firma SSAB comparativ cu laminorul cu şase caje care aplică tehnologia CVC, p. 58 — Noi sisteme de măsurare şi testare în flux pentru banda din oţel, p. 70.

Metallurgical Plant and Technology, *R.F.G., 1990, nr. 2*

Situaţia actuală şi perspectivele tehnologici de reducere directă HYL-III, p. 6 — Procedeul Corex. Primele rezultate operaţionale în elaborarea metalului lichid, p. 20 — Echipament şi procedee utilizate în convertizoarele cu oxigen pentru reglarea conţinuturilor foarte scăzute de C, P, S şi N, p. 26 — Rezultate privind funcţionarea şi calitatea produselor obţinute pe o linie de prelucrare metalurgică secundară pentru producţia de oţel special, p. 38 — Dezvoltarea turnării continue orizontale la firma British Steel Stainless, p. 50 — O nouă instalaţie de frînare — acţionarea liniară mecanică pentru laminoare şi pentru liniile de prelucrare a benzilor, p. 82.

Metallurgical Plant and Technology, *R.F.G., 1990, nr. 4*

Calea spre o dezvoltare susţinută, p. 8 — Modernizarea oţelăriilor LD-3 din Linz ale firmei Voest-Alpine Stahl AG, p. 28 — Sistem computerizat pentru maşina de turnare continuă nr. 4 a firmei POSCO din Pohang, Coreea de Sud, p. 37 — Ruloare de benzi la cald cu cilindri înfăşuraţi acţionaţi hidraulic, p. 48 — Recircularea reziduurilor de la uzinele siderurgice folosind procedeul de reducere directă Inmetco, p. 74.

Stahl und Eisen, *R.F.G., nr. 10, 1990*

Tambur pentru bandă lată la cald cu role de apăsare acţionate hidraulic, p. 61 — Metodă de lucru pentru construirea unei instalaţii automatizate de zincare prin cufundare, p. 79 — Optimizarea tehnică de exploatare şi de instalaţii prin simularea numerică a curgerii, p 87 — Sistem pentru experţi, pentru utilizarea optimă a tehnicii instrumentale de măsurare a analizei, p. 91 — Algoritmul corecturii Drift în spectrometria ICP, p. 99 — Elaborarea oţelului de calitate şi superior prin tehnologia: convertizor K(M)S/metalurgie secundară/instalaţie de turnare continuă, p. 131 — Influenţa sulfului şi fosforului din pulberile de la turnarea continuă asupra fazei de metal, zgură şi gaz, p. 137 — Măsurarea continuă a temperaturii oţelului lichid, p. 147.

Stahl und Eisen, *R.F.G., nr. 11, 1990*

Insuflarea prafului de cărbune în furnal: creşterea ratei de insuflare prin utilizarea amestecurilor de cărbune, p. 35 — Optimizarea arzătoarelor de la recuperatoarele de aer în scopul obţinerii unei rate înalte de ardere a CO, p. 41 — Schemele de înlocuire şi modelele sistemului de supracurent ale cuptoarelor electrice cu arc cu curent trifazat, p. 51 — Aparat de măsură pentru determinarea nivelului oţelului şi zgurii din recipientele metalice, p. 61 — Precizia determinării conţinutului de hidrogen din oţelul lichid prin sistemul Hydris, p. 65 — Trecerea distribuitoarelor de la instalaţiile de turnare continuă ale firmei Hoesch Stahl AG pe căptuşeală monolitică permanentă, p. 75 — Turnarea continuă şi laminarea continuă a semifabricatelor subţiri, p. 81 — Sistem de reglare a grosimii integrat, asistat de calculator, pentru laminorul de bandă lată la cald al firmei Krupp Stahl AG, p. 89.

Dr. ing. Ştefania Gavriliu,
chim. Elena Soptea şi ing. Elena Enescu
I.C.P.E. Bucureşti

CONTACTE ELECTRICE AgNiC OBŢINUTE PRIN METALURGIA PULBERILOR*)

CZ: 621.762

Pentru obţinerea contactelor electrice din aparatele de comutaţie, industria electrotehnică foloseşte preferenţial argintul, aliajele sau pseudoaliajele acestuia cu metale, compuşi metalici sau nemetale.

Realizările deosebite din construcţia întrerupătoarelor automate de protecţie (mici dar cu siguranţă mare în exploatare, durată de viaţă crescută, miniaturizări) au fost obţinute pe seama realizării şi perfecţionării materialelor sinterizate pe bază de Ag cu 3—5% grafit (procente gravimetrice) simbolizate AgC3—AgC5 [1]—[3].

În conjunctura economică actuală, cînd solicitările de argint depăşesc potenţialul de aprovizionare, se impun măsuri de economisire a acestui metal.

Lucrarea prezintă rezultatele cercetărilor întreprinse în scopul reducerii consumurilor de argint prin înlocuirea parţială a acestuia cu 1—50% Ni în contactele AgC3 şi AgC5 dintr-o serie de întrerupătoare automate de protecţie, fără riscul afectării, în mod sensibil, a performanţelor funcţionale ale aparatelor.

Cercetări privind obţinerea materialelor sinterizate AgNiC

Datorită insolubilităţii reciproce a celor trei componente, materialele de contact AgNiC pot fi obţinute numai prin tehnici specifice metalurgiei pulberilor: prepararea amestecurilor de pulberi, presare şi sinterizare.

Pentru obţinerea pulberilor AgNiC au fost aplicate două variante: amestecarea mecanică a unei pulberi electrolitice de argint cu pulbere de nichel şi pulbere de grafit coloidal; amestecarea mecanică a pulberii de grafit coloidal cu pulberi AgNi obţinute prin coprecipitare chimică; în acest caz, se obţine o dispersie foarte avansată care conferă proprietăţi superioare în exploatarea materialelor de contact.

Ambele variante de obţinere a amestecurilor de pulberi sînt aplicabile în tehnologiile de realizare a contactelor AgNiC.

Din cele două tipuri de amestecuri de pulberi, granulate atît uscat cît şi cu 0,5—1% ulei, au fost presate piese paralelipipedice, în intervalul de presiuni 1,5—4 tf/cm^2, care apoi au fost sinterizate pînă la 900°C timp de 30—480 min în atmosferă de azot, argon şi hidrogen. Uzual, la sinterizarea materialelor de contact AgNiC şi AgC se foloseşte atmosferă de hidrogen.

În cadrul lucrărilor privind stabilirea condiţiilor optime de sinterizare, a fost remarcat faptul că, în hidrogen, la limitele de contact ale granulelor de nichel cu cele de grafit, au loc reacţii de hidrogenare catalitică cu formarea unor amestecuri de hidrocarburi saturate în stare gazoasă. Iniţial, acestea au fost intuite în momentul unor scăderi marcante ale greutăţii comprimatelor şi a concentraţiei şi dimensiunilor granulelor de grafit; apoi, au fost confirmate de analize termogravimetrice, chimice şi microstructurale conduse comparativ pe probe din AgC şi AgNiC la sinterizarea în hidrogen şi atmosferă inertă (azot sau argon).

La sinterizarea în hidrogen a comprimatelor AgNiC, decarburarea se intensifică pe măsura creşterii temperaturii şi duratei tratamentului termic, a conţinutului de nichel, dispersiei nichelului şi grafitului, a debitului hidrogenului, a concentraţiei liantului folosit la granulare şi a porozităţii.

Diagramele din figurile 1—4 prezintă cîteva din rezultatele acestor experimentări pe comprimate din amestecuri de pulberi obţinute conform primei variante descrise. Alurile curbelor obţinute pentru comprimatele cu pulberi AgNi coprecipitate sînt asemănătoare, remarcîndu-se faptul că, aici, procesele de decarburare decurg mult mai intens cu ordine de mărire 1,5—3. Aceasta se explică prin numărul mare de puncte de contact Ni—C care facilitează reacţiile de decarburare.

Rezultate şi concluzii

Pentru realizarea materialelor AgNiC a fost ales următorul flux tehnologic: prepararea amestecurilor de pulberi; granulare cu 0,5% ulei; presare la 2,5 tf/cm^2 şi sinterizare în atmosferă de azot sau argon la 860—900°C, timp de 2—4 h. La sinterizarea în hidrogen, pentru obţinerea compoziţiilor scontate, este necesară o supradozare a grafitului cu cantităţile corespunzătoare pierderilor prin reacţiile de decarburare care au loc.

Materialele AgNiC, prelucrate mecanic prin deformare plastică sub formă de contacte electrice la forma şi dimensiunile dorite, au caracteristicile fizico-mecanice, electrice şi microstructurale prezentate în figurile 5—8.

*) Lucrarea a fost prezentată la Conferinţa internaţională de „Metalurgia pulberilor" din 2—6 iulie 1990, Londra.

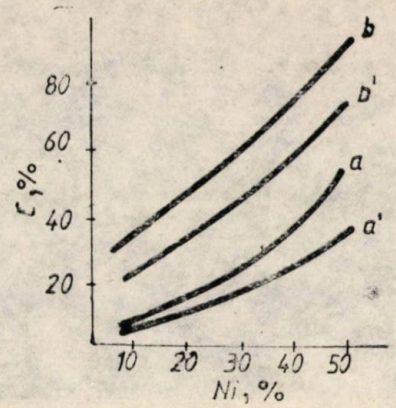


Fig. 1. Variaţia pierderilor în greutate a grafitului, în funcţie de conţinutul de nichel la sinterizarea în hidrogen a comprimatelor din amestecuri mecanice de pulberi AgNiC cu 3 % C granulate uscat (*a*); granulate cu 1 % ulei (*b*) şi din pulberi AgNiC cu 5 % C granulate uscat (*a'*) şi granulate cu 1 % ulei (*b'*) (presate la 3 tf/cm²; sinterizate 2 h la 880°C; debitul de hidrogen de 20 1/h)

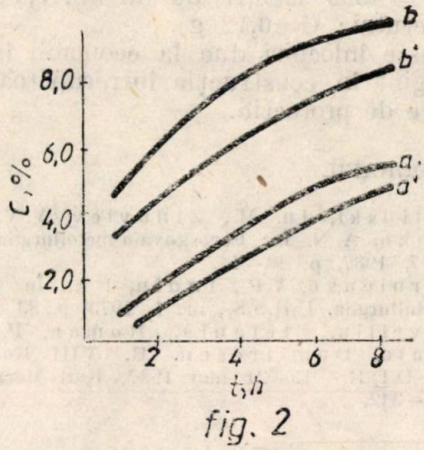


fig. 2

Fig. 2. Variaţia pierderilor în greutate a grafitului, în funcţie de timp, la sinterizarea în hidrogen a comprimatelor din amestecuri mecanice de pulberi AgNiC cu 30 % Ni şi 3 % C granulate uscat (*a*), granulate cu 1 % ulei (*b*) şi din pulberi AgNiC cu 30 % Ni şi 5 % C granulate uscat (*a'*) şi granulate cu 1 % ulei (*b'*) (presate la 3 tf/cm²; sinterizate la 880°C; debitul de hidrogen 20 de 1/h)

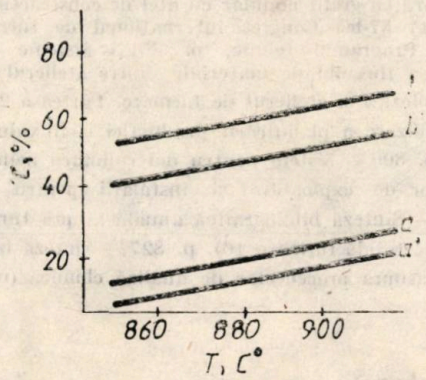


Fig. 3. Variaţia pierderilor în greutate a grafitului, în funcţie de temperatură, la sinterizarea în hidrogen a comprimatelor din amestecuri mecanice de pulberi AgNiC cu 30 % Ni şi 3 % C granulate uscat (*a*), granulate cu 1 % ulei (*b*) şi din pulberi AgNiC cu 30 % Ni şi 5 % C granulate uscat (*a'*) şi granulate cu 1 % ulei (*b'*) (presate la 3 tf/cm²; timpul de sinterizare 2h; debitul de hidrogen de 20 1/h)

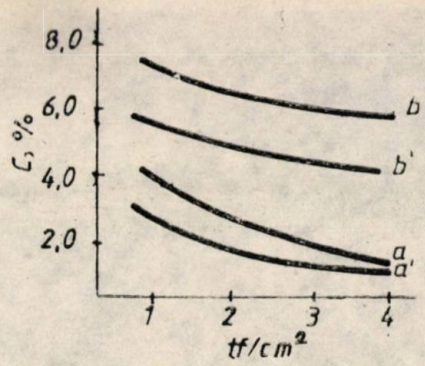


Fig. 4. Variaţia pierderilor în greutate a grafitului, în funcţie de presiunea de presare la sinterizarea în hidrogen a comprimatelor din amestecuri mecanice de pulberi AgNiC cu 30 % Ni şi 3 % C granulate uscat (*a*), granulate cu 1 % ulei (*b*) şi din pulberi AgNiC cu 30 % Ni şi 5 % C granulate uscat (*a'*) şi granulate cu 1 % ulei (*b'*) (sinterizate la 880°C, 2 h; debitul de hidrogen de 20 1/h)

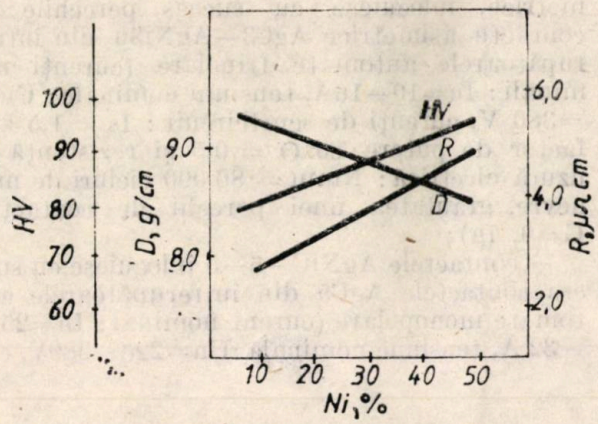


Fig. 5. Variaţia densităţii *D*, durităţii *HV* şi a rezistivităţii electrice *R*, la contactele AgNiC cu 3 % C, în funcţie de conţinutul de nichel

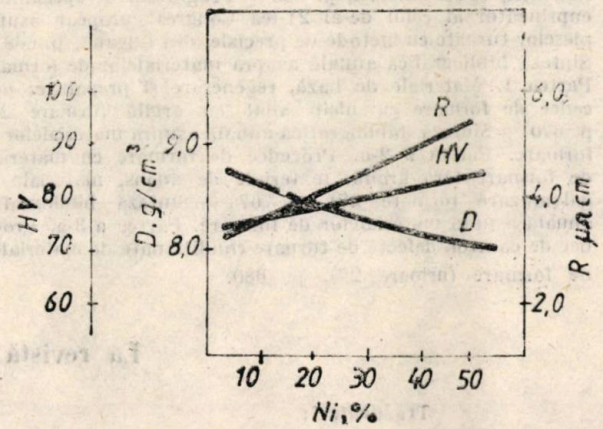


Fig. 6. Variaţia densităţii *D*, durităţii *HV* şi a rezistivităţii electrice *R*, la contactele AgNiC cu 5 % C, în funcţie de conţinutul de nichel

Fig. 7. Aspectul microstructural al contactelor AgNiC cu 30 % Ni şi 3 % C din pulberi AgNiC amestecate mecanic

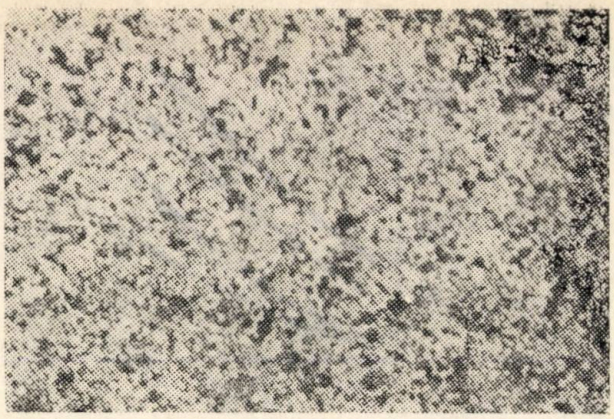


Fig. 8. Aspectul microstructural al contactelor AgNiC cu 30 % Ni şi 3 % C din amestecuri de pulberi AgNi coprecipitate chimic

La probele funcţionale pe standuri şi aparate, efectuate în condiţiile stabilite de normativele aflate în vigoare, au rezultat următoarele:

— contactele AgNiC—50—3, în perechi simetrice, înlocuiesc cu succes perechile de contacte asimetrice AgC3—AgNi30 din întrerupătoarele automate tripolare (curenţi nominali: In=10—16A, tensiuni nominale: Un= =380 V, curenţi de scurtcircuit: Is = 1,5 kA, factor de putere: cos Ø = 0,5 şi rezistenţă la uzură electrică: Nmin = 80 000 cicluri de manevre, greutatea unei perechi de contacte: G=9, 7g);

— contactele AgNiC—5—5 înlocuiesc cu succes contactele AgC5 din întrerupătoarele automate monopolare (curent nominal: In=25— —32 A, tensiune nominală: Un=220—380V, curenţi de scurtcircuit: Is=3 kA, factor de putere: cos θ=0,85, rezistenţă la uzură electrică: Nmin = 4000 cicluri de manevre, greutatea contactului: G=0,12 g).

Aceste înlocuiri duc la economii însemnate de argint în construcţia întrerupătoarelor automate de protecţie.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dolinski, Iu. M., Zinoviev, V.V., Novicenko, A. N. În: Poroskovaia metallurgiia, U.R.S.S., nr. 7, 1987, p. 40—44.

[2] Kornienko, V.P., Iudin, B.A., În: Poroskovaia metallurgiia, U.R.S.S., nr. 1, 1973, p. 83—87.

[3] Gavriliu, Ştefania, Roman, P., Lungu Paula, Dumitrescu. R. VIII Kontakttagung der D.D.R." 19—21 mai 1987, Karl Marx Stadt, p. 238—242.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, *R.F.G., nr. 21, 1990*

Exemple privind regenerarea nisipului de turnătorie uzat, p. 659 — Dimensionarea căilor de răcire cu ajutorul simulării răcirii şi solidificării, p. 663 — Programul de specialitate cuprinzător al celui de-al 21-lea Congres european asupra pieselor turnate cu metode de precizie, din Lugano, p. 668 — Sinteză bibliografică anuală asupra materialelor de formare. Partea 1. Materiale de bază, regenerare şi preparare; procedee de formare cu nisip aliat cu argilă (urmare 27), p. 670 — Sinteză bibliografică anuală asupra materialelor de formare. Partea a 2-a. Procedee de formare cu materiale de formare fără argilă, materiale de adaos, materiale de galvanizare (urmare 27), p. 674 — Sinteză bibliografică anuală asupra materialelor de formare. Partea a 3-a. Procedee de control, defecte de turnare condiţionate de materialele de formare (urmare 27), p. 680.

Giesserei, *R.F.G., nr. 25/26, 1990*

Sudarea construcţiilor din fontă de turnătorie de calitate superioară cu grafit nodular cu oţel de construcţii, p. 796 — Cel de-al 57-lea Congres internaţional de turnătorie din Osaka. Programul tehnic, p. 801 — Sisteme asociate — adaptarea fluxului de materiale dintre atelierul de confecţionat miezuri şi atelierul de formare. Partea a 2-a. Metode de optimizare a planificării producţiei şi fluxului de informaţii, p. 809 — Sistem pentru determinarea neinfluenţabilă a datelor de exploatare şi instalaţii pentru turnătorii, p. 820 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnătoriei ca instalaţie totală (urmare 16), p. 827 — Sinteză bibliografică anuală asupra procedeelor de analiză chimică (urmare 27), p. 832.

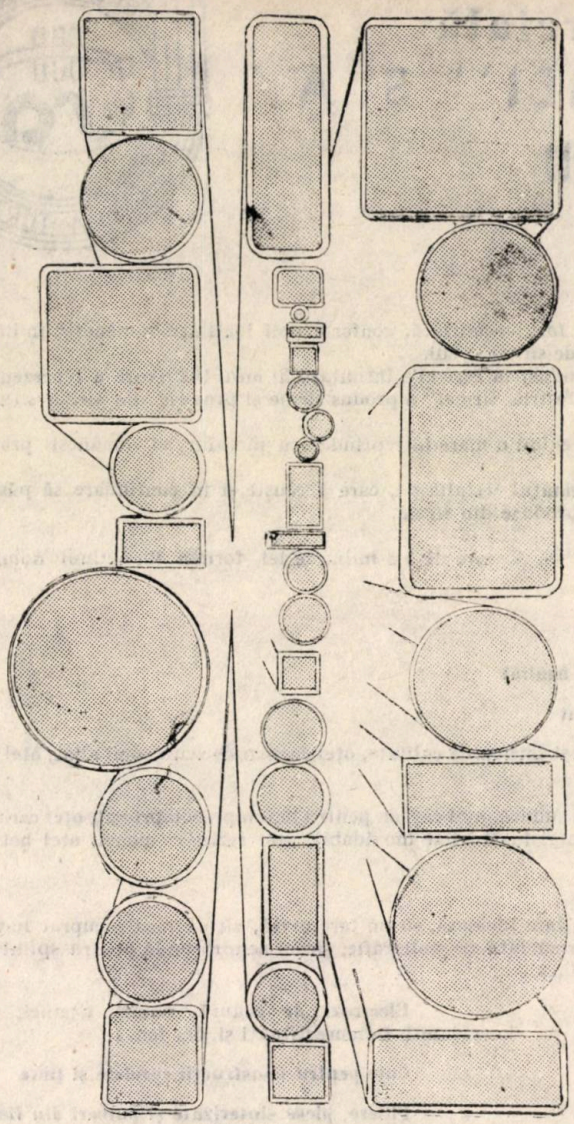
La revistă au mai colaborat:

Traducători:

Ghinescu Tamara
Bogdan Diana
Ieremia Roxana

Corectori:

Roşu Rodica
Kuglay Ioana



SOCIETATEA COMERCIALA „TEPRO"-S.A.

PRODUCE și LIVREAZA:

• Țevi din oțel sudate longitudinal pentru instalații de apă, gaz, abur de la 3/8"-4" STAS 7656-90

• Țevi din otel sudate longitudinal pentru construcții metalice, aparate, utilaje si conducte de la 17,2 la 219,1 mm conform STAS 7657-90

• Țevi de precizie din oțel sudate longitudinal, trase sau laminate, la rece pentru construcții metalice sau construcții de masini, conform STAS 8726-90

• Țevi pătrate și dreptunghiulare din oțel pentru constructii metalice si constructii de mașini, conform STAS 7941-80

• Profile deschise din bandă de otel formate la rece U cu aripi egale si neegale STAS 7835/1-80, 7835/2-80 și 8610-80

• Cornier cu aripi egale si neegale STAS 7836/1-80, 7836/2 și 8250-80. Z cu aripi egale si neegale STAS 8296-80 și 8609-80

• Omega cu aripi egale STAS 8367-80 T cu aripi egale STAS 8249-80 Profile pentru tîmplărie metalică STAS 9142-80

• Profile speciale, conform STAS 8426-82 utilizate pentru construcții metalice sau constructii de mașini.

TEPRO

IASI Sos. Chisinaului nr. 132
Tel 30370, 30371, 30372, 30720, 36320
Telex 22297,
Tele fax 981/25919.

Societatea Comercială
"INDUSTRIA SÎRMEI" S. A.
CÎMPIA TURZII
Se prezintă:

Societatea Comercială „Industria Sîrmei" S. A. a fost organizată, conform noii legislații românești, în luna martie 1991 și reprezintă tradiția națională a României în producția de sîrmă și cuie.

Firma originară a actualei societăți a fost Uzina „Industria Sîrmei", înființată în anul 1920, care a reprezentat prima fabrică de sîrmă și cuie pe teritoriul Transilvaniei. Uzina „Industria Sîrmei" a produs sîrme și produse din sîrmă situate la nivelul cel mai înalt al tehnicii mondiale din acea vreme.

De-a lungul anilor, uzina s-a dezvoltat puternic, devenind o mare întreprindere a metalurgiei românești producătoare de oțeluri, sîrmă și produse din sîrmă.

Începînd cu anul 1980 autoritățile au numit-o Combinatul Metalurgic, care a reușit și în continuare să păstreze tradițiile metalurgiei românești în producția de oțeluri, sîrme și produse din sîrmă.

Capitalul social al actualei firme „Industria Sîrmei" S. A. este de 5,3 miliarde lei, format din acțiuni nominative în valoare nominală de 5000 lei/bucată.

Industria Sîrmei S.A. produce și comercializează :

Oțel lingou, aliat, nealiat, poligonal aliat și poligonal nealiat

Blumuri și țagle de relaminare din oțel aliat și nealiat

Profiluri laminate din : oțel necalmat, oțel calmat și carbon de calitate, oțel carbon de scule, oțel aliat, oțel aliat pentru arcuri, oțel aliat pentru rulmenți

Sîrmă laminată din : oțel necalmat, oțel necalmat de sudură, oțel carbon pentru beton precomprimat, oțel carbon de arc, oțel slab aliat, oțel aliat, oțel aliat de sudură și sudură în CO, oțel înalt aliat inoxidabil, oțel rezistiv, monel, oțel beton și oțel beton PC ampretat

Sîrmă trefilată cu rezistența sub 50 kgf/mm² :
— sîrmă moale neagră, sîrmă de balotat paie, sîrmă tare lucioasă, sîrmă tare mată, sîrmă moale cuprat lucios, sîrmă tare cuprat lucios, sîrmă pentru nituri, sîrmă pentru spete, sîrmă lată de poligrafie, sîrmă semirotundă pentru șplinturi, sîrmă pentru agrafe de șampanie, sîrmă lată, pătrată și sîrmă de sudură

Sîrmă trefilată cu rezistența peste 50 kgf/mm² :
— sîrmă și toron din oțel beton precomprimat (neted, ampretat, toron); sîrmă pentru cablu de tracțiune mat și zincat; sîrmă pentru cablu de aluminiu mat și zincat; sîrmă pentru arc nealiat, arc aliat, arc de tapițerie; sîrmă zincată pentru benzi transportoare; sîrmă pentru taloane auto și velo; sîrmă alămită pentru armarea furtunurilor; sîrmă de sudură aliată și sudură în CO; sîrmă pentru arc, sîrmă din oțel inoxidabil; sîrmă din oțel OTEVA; sîrmă din aliaj FeNi, CuNi

Sîrmă zincată și cositorită

Sîrmă ghimpată neagră și zincată

Cabluri de tracțiune

Electrozi de sudură, bazici, titanici, celulozici, inoxidabili, termorezistenți și din fontă

Cuie pentru construcții speciale și ținte

Filiere, piese sinterizate și pulberi din fier

Oxigen tehnic și azot

Bare trase, cojite, șlefuite și oțel calibrat

Flux de sudură

SOCIETATEA COMERCIALĂ „INDUSTRIA SÎRMEI" S.A.
execută și prelucrează: piese de schimb; construcții metalice; cilindri din oțel; piese turnate din oțel și din metale neferoase

SOCIETATEA COMERCIALĂ „INDUSTRIA SÎRMEI" S. A. își așteaptă parteneri comerciali și de afaceri, fiind deschisă adaptării la cerințele partenerilor externi și interni, oricărei activități directe și conexe obiectului său de activitate

SOCIETATEA COMERCIALĂ „INDUSTRIA SÎRMEI" S. A.
CÎMPIA TURZII
Str. Laminoriștilor nr. 145, Jud. Cluj

SIDERURGICA S.A.

CENTRUL DE CERCETARE PROIECTARE HUNEDOARA

EXECUTĂ

CERCETARE

cocs
aglomerat
fontă
oțel
laminate pline

STUDII,
LUCRĂRI DE CERCETARE
ȘI
PROIECTE DE EXECUȚIE
ÎN DOMENIUL

PROIECTARE

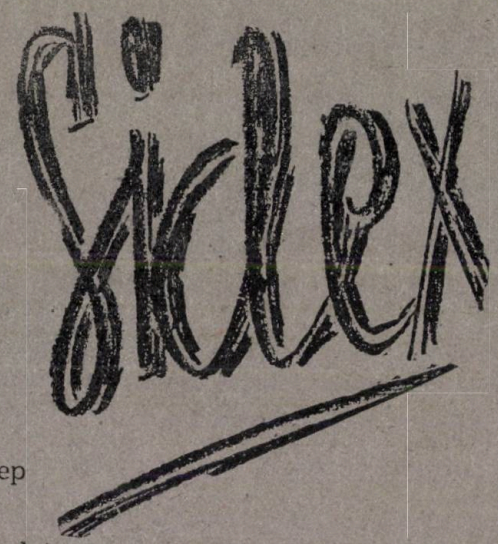
construcții și măsurători topometrice
utilaje siderurgice
instalații de gaze și energie electrică
automatizări
recuperarea și valorificarea resurselor energetice și materialelor refolosibile

SIDEX *Iron and Steel Complex of Galatzi*

manufactures and exports for you

Hot Rolled Flat Products

- Ordinary steel strips and plates for constructions
- Fine grained steel strips and plates for welded constructions
- Atmospheric corrosion resistant steel strips and plates
- Shipbuilding steel plates
- High quality carbon steel strips and plates for machine building
- Steel plates for boilers and pressure vessels
- Steel strips and plates for cold bending and deep drawing
- Steel strips and plates for side bars and other parts with small bending radius
- Steel plates for mining equipment
- Stainless steel strips and plates and refractory steel for nuclear and aeronautical industry
- Steel strips and plates for automobile rims



Steel Semi-products

- Continuous cast or rolled slabs
- Continuous cast blooms
- Rolled billets
  Coke-chemical products
  Blast furnace coke
- Ferro-alloys coke
- Fine coke
- Coke-chemical ammonia sulphate
- Concentrated ammonia water
- Coal tar
- Technical ammonia
- Aromatic fractions
- Coke plan technic sulphur
- Pit coal tar
- Pit coal creosote for carbon black
- Coke-chemical absorption oil
- Phenolic fraction
- Crude anthracene
- Naphthalene
- Technical ferric sulphate
- Bitum

Cold Rolled Sheet

- Thin steel strips and sheets for cold formed shapes and welded pipes
- Sheets and strips for deep drawing
- Steel sheets and strips for car industry and sheets

Other Products

- Liquid and gas oxygen
- Liquid and gas nitrogen
- Liquid and gas argon
- Granulated blast-furnace slag
- Non-iron slag

GALAŢI
1, SIDERURGIŞTILOR STREET
COD 6200
TEL.: 934/30 004;
30 109
TELEX: 51.257;
51.312

COMBINATUL SIDERURGIC GALAŢI • SIDEX • ROMANIA

A life of experience on the steel market and many friends in the steel business!

E 3280

METALURGIA

KOH

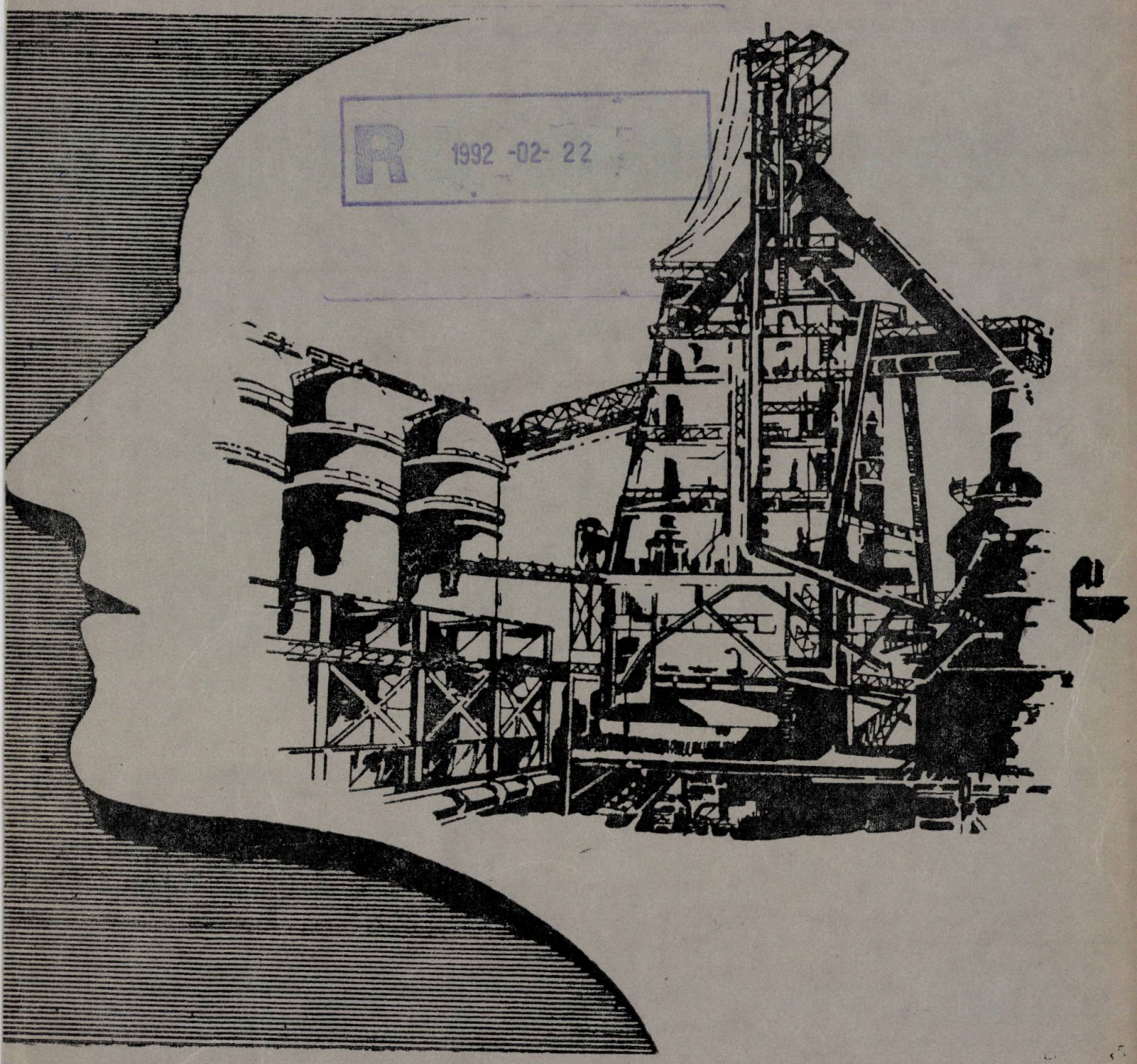
REFERÁLVA

Nr. 8

METANEF SA

METALURGIA • BUCUREŞTI
ANUL XLIII • AUGUST 1991

R 1992 -02- 22



COMPETITIVENESS

QUALITY

GUARANTEE

METANEF

BUCHAREST — ROMANIA, 21 — 25, D. I. MENDELEEV ST.
PHONE: 50.28.42 ■ TELEX: 11.669

EXPORTS: • the whole range of aluminium products, plate, concrete steel, profiles and pipes

IMPORTS: • highly processed metallurgy products; • raw materials for metallurgical uses (coke, coal, ferrous and non-ferrous ore); • equipment and spare parts for ferrous and non-ferrous metallurgy; • licences, feasability studies

The objective of our company is to remain

YOUR MOST EFFICIENT AND RELIABLE PARTNER

in the foreign trade of the Romanian metallurgy

1992 FEB 2

METANEF SA

str. Mendeleev, nr. 21—25
sector 1, București
telefon: 50 28 42; telex: 11 669

Întreprinderea de comerț exterior **METANEF** S. A. a fost înființată în anul 1990.

Plecată de la un capital zero, ajunge la un credit de 100 000 lei, volum de activitate realizat în primele șase luni ale anului 1990. Actualmente acesta este realizat în numai o lună.

Asigură servicii din domeniile de comercializare a cinci foste întreprinderi de comerț exterior. Deși la înființare personalul era specializat pe o gamă restrînsă de produse de export-import, în prezent, datorită reorientării și specializării acestuia, gama de produse din domeniul de activitate a societății s-a dezvoltat „puternic" în următoarele domenii :

EXPORT

Din domeniul produselor specifice metalurgiei, Societatea noastră exportă întreaga gamă de aluminiu, table, oțel beton, profiluri, țevi

IMPORT

METANEF S.A. importă pentru întreprinderea dumneavoastră :

- produse metalurgice prelucrate superior ;
- materii prime necesare producției metalurgiei (cocs, cărbune, minereuri pentru metalurgia feroasă și neferoasă) ;
- utilaje și piese de schimb pentru domeniul metalurgiei feroase și neferoase ;
- licențe, studii de fesabilitate

METANEF S.A. a colaborat strîns cu Societatea specializată pentru importul de energie și cu Regia autonomă respectivă pentru asigurarea energiei electrice din import, neceară producției de aluminiu din România.

Actualmente, la un an de zile de la începerea activității, Societatea noastră derulează activități de import-export echivalent în valută de cca 2 miliarde de lei la cursul oficial lunar.

Societatea a înțeles necesitățile metalurgiei românești și a adoptat politica impulsionării exporturilor mărfurilor acesteia, concomitent cu asigurarea materiilor prime necesare continuării unei activități eficiente.

METANEF S. A. prestează și oferă servicii în domeniul său de activitate la unul din cele mai reduse costuri pentru servicii similare.

Intenția Societății este aceeași și pentru viitor, luîndu-și ca obiectiv

„CEL MAI EFICIENT ȘI CEL MAI IEFTIN!"

din domeniul comerțului exterior al metalurgiei.

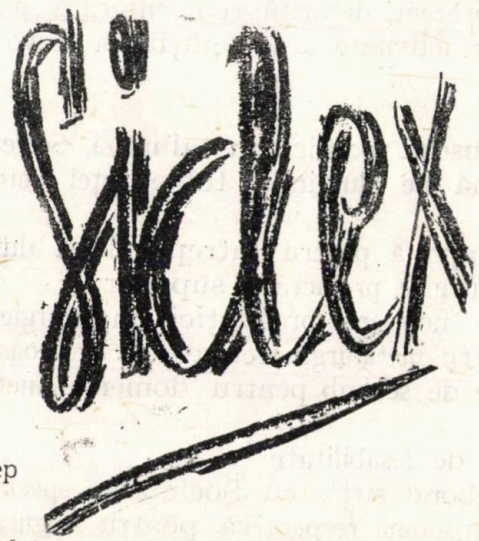
ACEASTĂ RECLAMĂ ȘI ISTORICUL SOCIETĂȚII SE PUBLICĂ O SINGURĂ DATĂ, ÎNTRUCÎT RECLAMA O CONSTITUIE ÎNSEȘI SERVICIILE PRESTATE DE... METANEF SA

SIDEX *Iron and Steel Complex of Galatzi*

manufactures and exports for you

Hot Rolled Flat Products

- Ordinary steel strips and plates for constructions
- Fine grained steel strips and plates for welded constructions
- Atmospheric corrosion resistant steel strips and plates
- Shipbuilding steel plates
- High quality carbon steel strips and plates for machine building
- Steel plates for boilers and pressure vessels
- Steel strips and plates for cold bending and deep drawing
- Steel strips and plates for side bars and other parts with small bending radius
- Steel plates for mining equipment
- Stainless steel strips and plates and refractory steel for nuclear and aeronautical industry
- Steel strips and plates for automobile rims



Steel Semi-products

- Continuous cast or rolled slabs
- Continuous cast blooms
- Rolled billets

Coke-chemical products
Blast furnace coke

- Ferro-alloys coke
- Fine coke
- Coke-chemical ammonia sulphate
- Concentrated ammonia water
- Coal tar
- Technical ammonia
- Aromatic fractions
- Coke plant technic sulphur
- Pit coal tar
- Pit coal creosote for carbon black
- Coke-chemical absorption oil
- Phenolic fraction
- Crude anthracene
- Naphthalene
- Technical ferric sulphate
- Bitum

Cold Rolled Sheet

- Thin steel strips and sheets for cold formed shapes and welded pipes
- Sheets and strips for deep drawing
- Steel sheets and strips for car industry and sheets

Other Products

- Liquid and gas oxygen
- Liquid and gas nitrogen
- Liquid and gas argon
- Granulated blast-furnace slag
- Non-iron slag

GALAȚI
1, SIDERURGIȘTILOR STREET
COD 6200
TEL.: 934/30 004;
30 109
TELEX: 51.257;
51.312

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI
SIDEX
ROMANIA

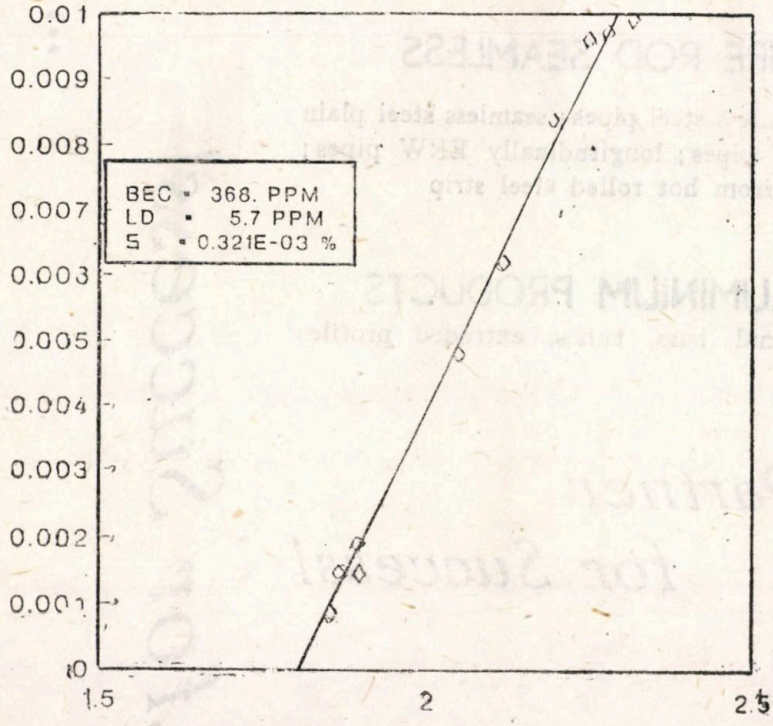
A life of experience on the steel market and many friends in the steel business!

THE DETERMINATION OF NITROGEN IN STEELS BY OPTICAL EMISSIONS NOW POSSIBLE!

Routine determination of nitrogen in steels is now possible thanks to advancements made by ARL Applied Research Laboratories. The benefits include:

- Signifiant reduction of operating costs and reduced capital expenditure for combustion nitrogen determinators
- Optical Emission offers manpower savings by eliminating separate sample analysis and preparation
- Optical Emission is faster (nitrogen is determined at the same time as the other elements) which results in energy cost savings from a fast "heat" turn around.

Working closely with the American Iron and Steel Institute and with major European steel producers, ARL has been able to improve the performance of its optical emission spectrometers. Using special optical components, measurements of extremely low wavelengths has become possible. Working with a modified ARL 3460 Metals Analyser and using the more sensitive 149.2 nm line, even the stringent demands of low alloy steel producers can be met. This modified instrument uses a specially coated grating to enhance reflectivity, specially coated secondary mirrors and entrance lens, and a far UV sensitive phototube. Limits of detection (3 sigma) of 10 ppm are now possible. (See Figure 1).



The determination of nitrogen by optical emmision represents one of the most significant breakthroughs of the decade in the analysis of steels and will provide a competitive edge to those steel companies who have the foresight to move early in this direction. Contact ARL for more information and a copy of the Lecture Transcript "Nitrogen by Optical Emmission".

Fig. 1: Nitrogen calibration curve for Low Alloy Steels

FISONS Instruments

Applied Research Laboratories SA
En Vallaire Ouest C 1024 Ecublens
Tel. (021) 691 15 15
Tx 450 393 · Fax (021) 691 15 31

ARL

metalexportimport

BUCHAREST – ROMANIA ○ 21 – 25, D.I. MENDELEEV ST. ● TEL.: 59.68.25. ○ TELEX: 11515 metal r

FLAT PRODUCTS ● hot rolled steel plates; cold rolled steel sheet; galvanized steel sheets; cold rolled non-oriented grain silicon steel strip

HOT ROLLED STEEL PROFILES ● channels UNP; joists INP; equal angles; unequal angles; flat bars; square bars; round bars; alloyed and high speed tool steel; hot rolled round ball-bearing steel

STEEL WIRE AND WIRE PRODUCTS ● nail wire; welding electrodes wire; galvanized barbed wire type JOWA; bright steel wire for prestressed concrete (PC wire); brass plated steel cord for tyres; welding electrodes; bronze plated steel wire; stud link anchor chain cable; steel wire ropes, bright or galvanized; round wire nails; soft galvanized steel wire; stress relieved steel wire strands

REINFORCING STEEL AND WIRE ROD SEAMLESS AND WELDED TUBES ● seamless steel pipes; seamless steel plain end line pipe; seamless steel casing; ERW pipes; longitudinally ERW pipes; cold formed profiles; cold formed profiles from hot rolled steel strip

ALUMINIUM INGOTS AND ALUMINIUM PRODUCTS

● sheets; foils; square; round; hexagonal bars, tubes, extruded profiles

Make Us Your Partner for Success!

...for Success!

...for Success!

METALEXPORTIMPORT S.A. ROMANIA

METALURGIA

8
1991
AUGUST

ORGAN AL DEPARTAMENTULUI INDUSTRIEI METALURGICE

CUPRINS

Nicolae, D., Nedelcu, P., Strugari, Fl., Iancu, N. și Ionescu, M. P. : **Aprecieri asupra metodelor de determinare în laborator a reactivității cocsului metalurgic față de carbon** 10

Niță, P. S. : **Explicitarea termodinamică a unor mărimi de echilibru, referitoare la desulfurarea oțelurilor cu conținut scăzut de carbon și slab aliate, sub zguri, din sistemele** $CaO-Al_2O_3$ **și** $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ 16

Dulămiță, T., Cojocaru, M., Toma, V., Suciu, Valeria, Gherghescu, Ioana, Gherghescu, G. și Moț, Mariana: **Modelarea matematică la proiectarea și conducerea proceselor tehnologice de tratamente termice** 23

Gavriliu, Ștefania, Soptea, Elena și Enescu, Elena : **Materiale electrotehnice obținute prin prelucrarea chimico-metalurgică a unor deșeuri metalice** 29

Ciobanu, I. și Crișan, A. : **Influența variației secțiunii canalului de distribuție asupra fluidității de turnare în cazul rețelelor de turnare cu patru alimentatori** 35

Nagy, Mariana, Daniela : **Contribuții privind condițiile de lucru necesare în procesul de prăjire în strat fluidizat a sulfurilor metalurgice (partea I)** 43

REVISTA REVISTELOR 42

RECENZII 47

MANIFESTĂRI INTERNAȚIONALE 47

PREȘEDINTELE COLEGIULUI DE REDACȚIE : ing. SORIN DIMITRIU

COLEGIUL DE REDACȚIE :

SORIN DIMITRIU, IOAN VÎRCOLACU, CONSTANTIN COSNEANU, VASILE POPESCU, TITI DULĂMIȚĂ, TRAIAN DUMITRESCU, RADU CONSTANTIN GELU, ION FRISECARU, IOAN FLORENTIN SANDU, ALEX. FLOREA, FLOREA OPREA, VIOREL MUNTEANU, BUJOR ROȘCA, LAURENTIE SOFRONI, EMIL FLORIAN, CONSTANTIN DUMITRESCU, SILVIU SAMOILESCU, ION CHIOSE, RADU HANGA, PETRE BOTORAN, SANDU EUGEN, OVIDIU GRĂMADĂ, ION IACOBESCU, PETRE IANC, GHEORGHE PÂRVU, GHEORGHE LEPĂDATU, IULIAN RIPOȘAN

Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex : 11226, București, str. 30 Decembrie, nr. 2

Șef CIDMET : ing. Brândușa Florentina Scorțea
Redactor responsabil : prof. dr. ing. L. SOFRONI
Redactor : ELENA PÂRVU

Revista METALURGIA, organ al Departamentului Industriei Metalurgice — Redacția și administrația : București, str. Mendeleev 21—25, sectorul 1, telefon 59.49.90. Revista este editată de SIDEROM S.A. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30 15 20 201 BCR-SMB. Costul unui abonament lei 600 anual. Costul unui exemplar : lei 50.

Tiparul : S.C. „Universul" —S.A., str. Brezoianu, nr. 23—25 București ◆ c. 3230

CONTENTS

DC : 662.741.3

Nicolae, D., Nedelcu P., Strugari, Fl., Iancu, N., and Ionescu, M. P. : **Considerations on the methods for lab determination of metallurgical coke reactivity to the carbon dioxide**

The paper presents the methods used in various countries for lab determination of the coke reactivity to the carbon dioxide as well as the reactivity influence to CO_2 and the mechanical resistance of coke wastes obtained after the CO_2 chemical attack on the blast furnace operational parameters.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 10–15

DC : 669.046.546.2

Niță, P. S. : **Thermodynamic explanation of some equilibrium variables concerning low carbon and low-alloy steel desulphurization with $CaO-Al_2O_3$ and $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ slags**

Based on sulphide capacity, equilibrium constants and oxygen activity in the steel bath, a thermodynamic modelling of the sulphur removal is done.

The predictible values determined by the actual model and those derivated from experimental data for $CaO-Al_2O_3$ slags are compared.

The thermodynamic prediction of certain equilibrium variables concerning aluminium deoxidized steel bath under $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ slags is presented.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 16—22

DC : 621.785 : 001.57

Dulămiță, T., Cojocaru, M., Toma, V., Suciu, Valeria, Gherghescu, Ioana, Gherghescu, G. and Moț, Mariana; **Mathematical modelling used at designing and controlling the thermal treatment technological processes**

The paper presents the methods used for determining the thermal treatments cycles based on nathematical modelling of energy transfer processes. The authors present the algorithms for drawing up the programms used at designing and controlling the thermal treatment technological processes.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 23—28

DC : 003.312 : 628.544 23—27

Gavriliu, Ștefania, Șoptea, Elena and Enescu, Elena : **Electrotechnical materials obtained by chemical-metallurgical treatments of metallic wastes**

The paper presents the results of the researches carried out concerning recycling of Ag, Ni, Fe, Co, Cu and Zu from metallic wastes. These wastes consist of Ag, Me, Ag—MeO type agglomerated electrical contacts, Fe—Me type magnetical materials or WC—Co (Me = Ag, Ni, Co, Cu, Cd, Zn) type hard alloys.

The recovery methods proposed include chemical treatments of these wastes to coprecipitated powders used then for obtaining new agglomerated materials by powder metallurgy.

The wastes are submitted to the following processes : solubilization, coprecipitation, reducing, granulation, pressing agglomeration and mechanical treatment according to the established sizes.

The agglomerated materials obtained from coprecipited powder mixtures have a uniform and fine dispersed structure which give them higher operational parameters to the agglomerated materials obtained from mechanically mixed powders.

This process also enables the recovery of these scarce metals with low materials and energy consumption.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 29—34

DC : 621.746.01

Ciobanu, I. and Crișan, A. : **The influence of the distribution channels section variation on the casting fluidity in case of gate runners with four feeders**

The paper highlights the influence on the distribution channel section variation (on its lenght) on the casting fluidity in case of gate runners with more feeders.

The technological trial based on the probe principle for determining the casting fluidity consisting of a gate runners with four feeders has been made. The feeders are extended as long, narrow channels with constant cross section.

During the experimental study, three types of distribution channels have been used : with constant cross section on the whole length, with step variation and continuous variation of centerline section.

The results demonstrated the superiority of the gates having distribution channels with variables section and especially of those with cross section continuous variation

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 35—42

DC : 546.221

Nagy, Mariana, Daniela : **Contributions to the working conditions necesary in the metallic sulphide (I) calcination proeess in fluidized bed**

The paper analyses some aspects of the thermodynamic equilibrium of the chemical reactions taking place during the metallic sulphide calcination process.

A calculation method of some variable parameters is proposed : air ratio used for calcination.

Metalurgia 43 (1991) nr. 8, p. 43—46

SOMMAIRE

CD : 662.741.3

Nicolae, D., Nedelcu, P., Strugari, Fl., Iancu, N. et Ionescu, M. P. : **Considérations sur les méthodes de détermination en laboratoire de la réactivité du coke métallurgique envers le dioxide de carbon**

L'article présente les méthodes utilisées en divers pays pour la détermination en laboratoire de la réactivité du coke métallurgique envers le dioxide de carbon de même que l'influence de son réactivité envers CO_2 et la résistance mécanique du résiduu de coke obtenu à la suite de l'attaque chimique par CO_2 sur les paramètres de fonctionnement des haut-fourneaux.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 10—15

CD : 669.046.546.2

Niță, P. S. : **L'explication thermodynamique de certaines valeurs d'équilibre concernant la désulfuration des aciers à faible teneur en carbon et faiblement allié avec des scories des systèmes $CaO-Al_2O_3$ et $CaO-Al_2O_3-SiO_2$**

On a réalisé un modelage thermodynamique du processus de désulfuration à partir de la capacité d'assimilation des sulfures en scories, des constantes d'équilibre et de l'activité de l'oxygène dans le bain d'acier.

On a comparé les valeurs predictibles par le modèle réalisé aux valeurs derivées des données expérimentales pour les scories du système $CaO-Al_2O_3$.

On a réalisé la prédiction thermodynamique de certaines valeurs d'équilibre concernant les bains d'acier deoxidés par aluminium sous scories du système $CaO-Al_2O_3-SiO_2$.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 16—22

CD : 621.785 : 001.57

Dulămiță, T., Cojocaru, M., Toma, V., Suciu, Valeria, Gherghescu, Ioana, Gherghescu, G. et Moț, Mariana : **Le modelage mathématique à la projection et à la commande des processus technologiques de traitements thermiques**

L'article présente les méthodes utilisées pour determiner les cycles de traitements thermiques basés sur le modelage mathématique des processus de transfer d'énergie. On présente également les algorithmes pour dresser les programmes utilisés à la projection et à la commande des processus technologiques de traitement thermique.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 23—28

CD : 003.312 : 628.544

Gavriliu, Ștefania, Șoptea, Elena et Enescu, Elena : **Matériaux électrotechniques obtenus par le traitement chimique — métallurgique de certains déchets métalliques**

L'article présente les résultats des recherches concernant la récirculation de Ag, Ni, Fe, Co, Cu et Zn existenț dans les des déchets métalliques provenant des processus de fabrication. Ces déchets sont : contacts électriques sinterisés de type Ag, Me, Ag—Me matériaux magnétiques de type Fe—Me ou alliages dures de type WC—Co (Me = Ag, Ni, Co, Cu, Cd, Zn).

Les schémas de récupération proposés se réfèrent aux traitements chimiques de ces déchets jusqu'aux poudres coprecipitées qui sont ensuite utilisées pour obtenir de nouveaux matériaux sinterisés par des techniques spécifiques à la métallurgie des poudres.

Les déchets sont soumis au cycle suivant : solubilisation, coprecipitation, reduction, granulation, pressage, sinterisation et traitement mécanique jusqu'aux dimensions établies.

Les matériaux sinterisés obtenus à partir de poudres coprécipitées ont une microstructure uniforme et finement dispersée qui leur confère des caractéristiques fonctionnelles supérieures par comparaison aux matériaux sinterisés obtenus de poudres soumises au mélangeage mécanique.

Ce processus permet également la récupération de ces métaux deficitaires à consommations réduites de matériaux et d'énergie.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 29—34

DC : 621.746.01

Ciobanu, I. et Crișan, A. : **L'influence de la variation de la section du canal de distribution sur la fluidité de coulée dans le cas des attaques de coulée à quatre alimentateurs**

L'article analyse l'influence de la variation de la section du canal de distribution (sur son longueur) sur la fluidité de coulée dans le cas des attaques de coulée à plusieurs alimetateurs. L'essai technologique basé sur le principe des éprouvettes pour déterminer la fluidité de coulée à été effectué à l'aide d'une attaque de coulée à quatre alimentateurs. Les alimentateurs ont été prolongé sous la forme de canaux longs, étroits, à section constante.

Dans l'étude expérimentale, on a utilisé des attaques de coulée à trois types de canaux de distribution, à section constante sur toute la longueur, à variation à gradins de la section et à variation continue de la section.

Les résultats ont mis en évidence le comportement supérieur du point de vue de la fluidité de coulée des attaques à canal de distribution à section variable, spécialement de ceux à variation continue de la section.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 35—42

CD : 546.221

Nagy, Mariana, Daniela : **Contributions en ce qui concerne les conditions nécessaires dans le processus de calcination des sulfures metalliques dans le lit fluidisé**

L'article analyse quelques aspects de l'equliibre thermodynamique des réactions chemiques qui ont lieu au cours de la calcination des sulfures métalliques.

On propose une méthode de calcul de certains paramètres variables : la proportion de l'aire utilisé à la calcination.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 43—46

INHALT

DK : 662.741.3

Nicolae, D., Nedelcu, P., Strugari, Fl., Iancu, N. und Ionescu, M. P. : **Einschätzungen betreffs den Laborbestimmungsmethoden der Reaktivität des metallurgischen Kokses vergleichsweise mit dem Kohlendioxyd**

In der vorliegenden Arbeit werden die bestehenden Methoden aus drei Ländern, betreffs der Bestimmung im Labor einer Reaktivität des metallurgischen Kokses gegenüber dem Kohlendioxyd und des mechanischen Widerstands der Koksreste die nach dem chemischen CO_2-Angriff der Betriebsparameter der Hochöfen erzielt wird, dargestellt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 10—15

DK : 669.046.546.2

Niţă, P. S. : **Thermodynamische Erklärung einiger Gleichgewichtsgrössen bezüglich der Entschwefelung der niedriglegierten Stähle mit einem geringen Kohlenstoffinhalt, auf Basis von Schlacken aus dem $CaO-Al_2O_3$ und $CaO-Al_2O_3-SiO_2$-System**

Es wurde eine thermodynamiche Modellierung des Entschwefelungsprozesses anhand des Assimilierungsvermögens der Sulfide in der Schlacke, der Gleichgewichtskonstanten und der Sauerstoffaktivität aus der Stahlschmelze dargestellt.

Anhand des Modells wurden die vorausgesagten Werte mit denen die aus den experimentellen Daten folgern verglichen für den Fall der Schlacken aus dem $CaO-Al_2O_3$-System everglichen.

Es wird die thermodynamische Voraussetzung einiger Gleichgewichtsgrössen, bezüglich den aluminiumdesoxydierten, auf Basis von Schlacken aus dem $CaO-Al_2O_3-SiO_2$-System Stahlbädern, dargestellt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 16—22

DK : 621.785 : 001.57

Dulămiţă, T., Cojocaru, M., Toma, V., Suciu, Valeria, Gherghescu, Ioana, Gherghescu, G. und Moţ, Mariana : **Mathematische Modellierung der Projektierung und Führung der verfahrenstechnischen Wärmebehandlungsprozesse**

In der Arbeit werden einige Verfahrenstechniken für die Bestimmung der Wärmebehandlungsabläufe grundlegend auf die mathematische Modellierung der Energieübergangsprozesse dargestellt. Es werden die Algotrythmen für die Festsetzung der für die Projektierung und Führung der Wärmebehandlungsprozesse vorgesehenen Programme dargestellt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 23—28

DK : 003.312 : 628.544

Gavriliu, Ştefania, Şoptea, Elena und Enescu, Elena : **Elektrotechnische Werkstoffe die nach der chemisch-metallurgischen Verarbeitung des Abschrotts hergestellt wurden**

Die Arbeit enthält die Ergebnisse der Erforschungen im Bereich der Rückführung von Ag, Ni, Fe, Co, Cu und Zn aus dem Abschrott, im Herstellungsprozess oder als abgenütztes Werkstück. Unter dem o.g. Schrott zählen : sinterisierte Ag—Me—Typ Elektrokontakte, magnetische Fe—Me—Typ Werkstoffe oder harte Legierungen, vom Typ WC—Co (Me = Ag, Ni, Co, Cu, Cd, Zn).

Die vorgeschlagenen Rückgewinnungsschemas enthalten chemische Verarbeitungen der angesagten Schrottarten bis zu den abgeschiedenen Pulvern die nach dem bei der Erzielung einiger neuentwickelten, auf Basis von pulvermetallurgischen Verfahren sinterisierten Werkstoffe eingesetzt werden.

Der Schrott wird dem folgenden Kreislauf unterworfen : Auslaugung, Verminderung, Körnung, Pressen, Sinterung und mechanische Verarbeitung für die Erzielung der eingesetzten Formen und Abmessungen.

Die aus abgeschiedenen Pulvergemischen sinterisierten Werkstoffe haben eine gleichmässig und fein verteilte Mikrostruktur die ihnen höherwertige Betriebseigenschaften verleihen.

Das Verfahren gestattet ebenfalls die Rückgewinnung der besprochenen Metalle mit verminderten Werkstoff-und Energieverbrauch.

Metalurgia 43 (1991) nr. 8, p. 29—34

DK : 621.746.01

Ciobanu, I. und Crişan, A. : **Einfluss des Querschnitts des Verteilungskanals auf der Giessbarkeit beim Giessen im Falle der Eingusstrichtern mit vier Speisern**

In der vorliegenden Arbeit wird der Einfluss der Schwankungen des Querschnitts des Verteilungskanals betreffs dessen Länge, auf der Giessbarkeit für Eingusstrichtern mit mehreren Speisern hervorgehoben. Es wurde ein verfahrenstechnischer Versuch grundlegend auf dem Prinzip der Proben für die Bestimmung der Giessbarkeit, bestehend aus einem Eingusstrichter mit vier Speisern, bei denen die Speisern verlängert wurden, dargestellt. Die o.g. Verlängerung kommt unter der Form von einigen schmalen längeren Kanälen mit konstantem Querschnitt vor.

Im Rahmen des experimentellen Studiums wurden Giesstrichtern mit drei Arten von Verteilungskanälen, mit einem konstanten Querschnitt, mit Schwankungsstufen des Querschnitts und mit kontinuierlicher Schwankung des Längenquerschnitts eingesetzt.

Die Ergebnisse haben das bessere Verhalten, aus dem Gesichtspunkt der Giessbarkeit, der Eingusstrichtern mit schwankendem Querschnitt, in erster Linie derjenigen mit kontinuierlicher Schwankung des Querschnitts hervorgehoben.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 35—42

DK : 546.221

Nagy, Mariana, Daniela : **Beiträge zu den Arbeitsbedingungen die während dem Kühlvorgang mit flüssiger Schicht, bei den metallischen Sulfiden notwendig sind (I)**

Die vorliegende Arbeit analysiert einige Aspekte angesichts der thermodynamischen Gleichgewicht der chemischen Reaktionen die während des Brennvorgangs mit flüssiger Schicht der metallischen Sullfide stattfinden.

Es wird eine Ermittlungsmethode einiger veränderlichen Parameter vorgeschlagen : die während des Brennens eingesetzte Luftmenge, die Brenngaszusammensetzung und die für das Prozess notwendige Temperatur.

Die Rechnungen wurden angesichts der unwiederbringlichen Oxydierung der Sulfide durchgeführt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 43—46

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 662.741.3

Николае, Д., Неделку, П., Стругари, Ф., Янку, Н. и Ионеску, М. П.: **Оценки относительно методов лабораторного определения реактивной способности доменного кокса по окиси углерода**

Работа представляет существующиеся методы в некоторых странах для лабораторного определения реактивной способности доменного кокса до двуокиси углерода, а также и влияние реактивной способности CO_2 и механической прочности остатков кокса, полученных после химического травления CO_2 на параметры работы доменных печей.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 10—15

ДК: 669.046.546.2

Ницэ, П. С. **Термодинамическое объяснение величин равновесия относительно обессеривания малоуглеродистых и низколегированных сталей, под шлаками в системах** $CaO-Al_2O_3$ **и** $CaO-Al_2O_3-SiO_2$

Осуществлено термодинамическое моделирование процесса обессеривания на основе способности усвоения сульфидов в шлаке, константов равновесия и активности кислорода в стальной ванне.

Реализирована намеченная термодинамическая величина равновесия относительно стальных ванн, раскисленных алюминием под шлаком, в системе $CaO-Al_2O_3-SiO_2$.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 16—22

ДК: 621.785: 001.57

Дулэмицэ, Т., Кожокару, М., Тома, В., Сучю, Валерия, Гергеску, Иоана, Гергеску, Г. и Моц, Марияна: **Математическое моделирование и управление технологическими процессами термообработки**

В работе представлены методологии определения циклов термической обработки, основанные на математическом моделировании энергоперехода. Представлены алгоритмы для составления программ при проектировании и управлении технологическими процессами термообработки.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 23—28

ДК: 003.312: 628.544

Гаврилиу, Штефания, Шонтеа, Елена и Енеску, Елена: **Электротехнические материалы, полученные химико-металлургической обработкой металлических отходов**

Работа представляет результаты исследований относительно оборота Ag, Ni, Fe, Co, Cu и Zn из металлических отходов процесса изготовления или как изношенные детали. Эти отходы являются: спеченные электрические контакты типа Ag—Me, Ag—MeO, магнитные материалы типа Fe—Me или твердые сплавы типа WC—Co (Me = Ag, Ni, Co, Cu, Cd, Zu).

Отходы подчиняются следующему циклу: растворение, соосаждение, восстановление, гранулирование, прессование, спекание и механические обработки в используемые формы и размеры.

Полученные спеченные материалы из порошкообразных соосажденных смесей, соответственно настоящей работы, имеют равномерную и малодисперсную микроструктуру, присваивая высокие функциональные характеристики в эксплуатации относительно полученных спеченных материалов обычным способом из механически смешанных порошков.

Также способ позволяет восстановление этих дефицитных металлов низкими раеходами материалов и энергии.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 29—34

ДК: 621.746.01

Чебану, И. и Кришан, А.: **Влияние вариации сечения распределительного канала на текучесть разливки в случае литников с четырмя питателями**

В работе выявляется влияние вариации сечения рспределительного канала по его длине, на текучесть разливки в случае литников с несколькими питателями. Проведено технологическое испытание, основанное на принципе проб для определения текучести разливки, которое состоит из литников с четырмя питателями, у которых питатели продлили в виде длинных, узких каналов с постоянным сечением.

Использовали литники трех типов разливочных каналов с постоянным сечением по всей длине, со ступенчатым изменением сечения и с постоянным изменением сечения по длине.

С точки зрения текучести разливки результаты выявили лучшее поведение литников с распределительным каналом с непостоянным сечением, и в особенности тех с непрерывным изменением сечения.

Metalurgia 43 (1991), nr. 8, p. 35—42

ДК: 546.3221

Наги, Мариана, Даншела: **Условия работы, необходимые процессы обжига в кипящем слое металлических сульфидов (I)**

В работе анализированы некоторые аспекты относительно термодинамического равновесия химических реакций, имеюших место при обжиге в кипящем слое металлических сульфидов.

Предлогается метод расчета некоторых переменных параметров: пропорция используемого воздуха при обжиге, состав обжиговых газов и необходимая температура процесса.

Расчеты проведены с целью необратимости окисления сульфидов.

Metalurgia 43 (1991), nr. 9, p. 43—46

APRECIERI ASUPRA METODELOR DE DETERMINARE ÎN LABORATOR A REACTIVITĂȚII COCSULUI METALURGIC FAȚĂ DE DIOXIDUL DE CARBON

Ing. D. Nicolae, ing. P. Nedelcu,
dr. ing. Fl. Strugari și ing. N. Ianeu
„SIDEX" S.A. — Galați
ing. M. P. Ionescu
IGPPAM S.A. — Galați

CZ : 662.741.3

Cocsul cu granulația de 25...75 mm, introdus în furnal, se încălzește, în timpul celor șase—șapte ore cît coboară spre gurile de vînt, de la temperatura ambiantă pînă la o temperatură egală cu aproximativ 75% din temperatura zonei de ardere, care este în general de peste 2000°C. În același timp, granulele de cocs sînt supuse la solicitări, dintre care se pot menționa: șocurile mecanice determinate de căderi; eroziunile determinate de frecări cu suprafețele cu care vin în contact; compresiunile datorită greutății coloanei de materiale; atacul chimic al CO_2 la temperaturi de peste 900°C; atacul chimic al O_2 la gurile de vînt.

Gazele care urcă în timp de maximum 10 s de la gurile de vînt spre gura de încărcare, străbătînd încărcătura furnalului, își schimbă temperatura și compoziția chimică. Astfel, temperatura scade de la valoarea de peste 2000°C, cu care pleacă de la gurile de vînt, pînă la 100...200°C la gîtul furnalului, conținutul de CO_2 crește de la zero la gurile de vînt pînă la 10...20% la gura de încărcare, în funcție de reacțiile chimice care au loc, iar conținutul de CO scade de la valoarea maximă la gurile de vînt pînă la 20...30% la gura de încărcare.

La întîlnirea cocsului cu temperatura de peste 900°C cu gazul de furnal care conține CO_2, deci timp de două—trei ore în condițiile din furnal, se produce reacția:

$$CO_2 + C = 2CO \qquad \Delta H = +\,40500\ \text{cal/mol}$$

Cantitatea de carbon a cocsului care se consumă în furnal prin reacția de CO_2 depinde de temperatură, presiune, compoziția chimică a gazului de furnal, timpul de contact, dar și de rezistența cocsului la atacul CO_2, rezistență care se măsoară în laborator prin metode standardizate.

Conform datelor din publicațiile de specialitate, 20...30% din carbonul cocsului încărcat în furnal se consumă prin această reacție.

Consumarea carbonului cocsului prin reacția cu CO_2 determină creșterea porozității și o diminuare apreciabilă a rezistenței lui mecanice.

Ca urmare, cu cît cantitatea de carbon al cocsului care se consumă prin reacția cu CO_2 este mai mică (pînă la o limită) și cu cît rezistența mecanică a cocsului care a reacționat cu CO_2 este mai mare, cu atît consumul specific de combustibil va fi mai mic, iar productivitatea va fi mai mare la furnalul respectiv.

Metodele existente în diferite țări pentru determinarea în laborator a reactivității cocsului metalurgic față de dioxidul de carbon

În România este în vigoare, din anul 1971, STAS-ul 8901 : „*Cocs metalurgic. Determinarea reactivității cocsului față de dioxidul de carbon*" ale cărui date esențiale sînt prezentate în

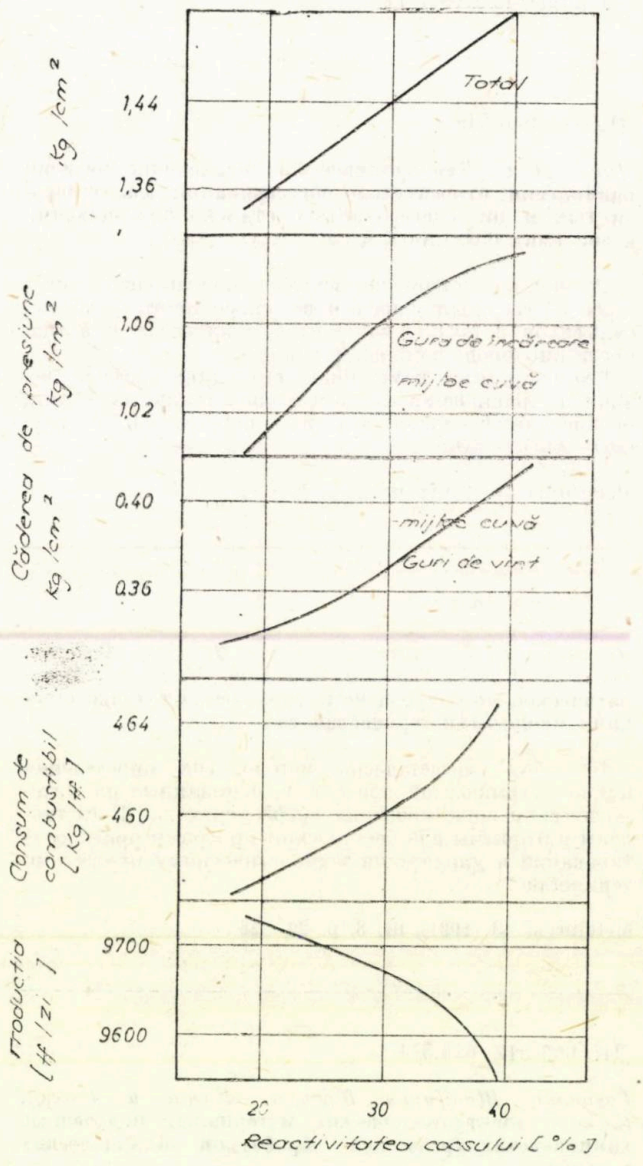


Fig. 1. Efectul reactivității cocsului asupra funcționării unui furnal din Japonia

tabelul 1, alături de datele principale ale altor standarde și metode utilizate în diferite țări. Din analiza acestui tabel se remarcă împărțirea metodelor de determinare a reactivității cocsului în două categorii :

— STAS 8901/1971, GOST 10089/1989, JIS—K—2151/1977, metoda CEE—1, metoda Guerin-Bastick, metoda Koppers;

— BS 4262/1984, metoda Taranto, metoda NKK—Japonia, metoda CRL—Australia, metoda CEE—2, metoda ICPPAM S.A.—Galați, metoda ICEM S.A. București, metoda AIS, metoda NSC — Japonia.

ția cocsului încărcat în furnal și având o temperatură la care reacția abia începe în furnal;

— reactivitatea cocsului se măsoară prin determinarea, în anumite momente sau intervale scurte de timp, a compoziției chimice a gazului rezultat din reacție;

— nu este posibilă stabilirea efectului pe care consumul de carbon de la suprafață sau din profunzimea particulelor de cocs îl are asupra unei caracteristici esențiale pentru furnal, cum este rezistența mecanică a cocsului.

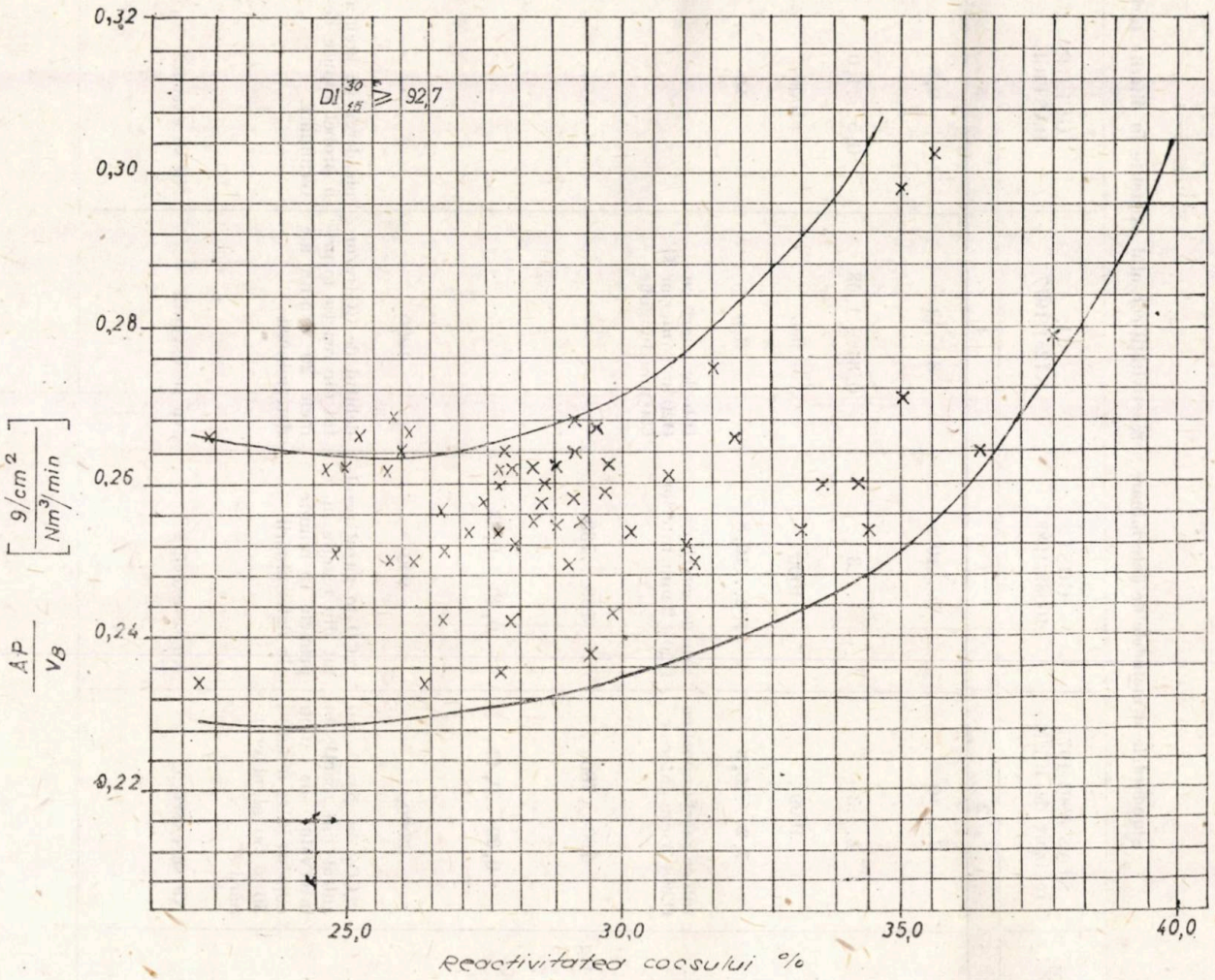


Fig. 2. Relația dintre permeabilitatea coloanei de materiale din furnal și reactivitatea cocsului la un furnal din Japonia

Standardele și metodele din prima categorie se caracterizează astfel :

— atacul chimic este exercitat de un curent de CO_2, al cărui debit este dat prin limite largi, asupra unei probe de cocs având masa foarte mică (max. 11 g) și granulație mult mai mică (max. 3 mm) și nereprezentativă față de granula-

Posibilitatea de a determina, prin metodele pe care le recomandă aceste standarde, o mărime repetabilă și reproductibilă, care să reprezinte reactivitatea cocsului, este sub un mare semn de întrebare din cauza impreciziei formulării lor și a viciilor de fond pe care le conțin.

Tabelul 1

Standardele şi metodele de determinare a reactivităţii cocsului existente în diferite ţări

Caracteristica	U.M.	STAS 8901/1971 revizuit de ICEM	GOST 10089/1989	JIS K1251/1977	GUERIN BASTICK	KOPPERS	CEE–1
0	1	2	3	4	5	6	7
Masa probei de cocs	g	7...10	7...10	8...11	0,8	34 cm^3	7...10
Granulaţia probei de cocs	mm	1...3	1...3	0,84...1,68	0,5...1,0	0,5...1,0	1...3
Temperatura	°C	1000	1000	950	1000	950	1000
Debitul de CO_2	l/h	7,2...10,8	7,2...10,8	3,0	18	10,8	7,2...10,8
Incinta de reacţie	—	tub de cuarţ import cu Ø20±2 mm interior	tub de cuarţ cu Ø20±2 mm interior	tub de cuarţ cu Ø20 mm interior şi 600 mm lungime	—	tub de cuarţ cu Ø16 mm	tub de cuarţ cu Ø20±2 mm interior
Presiunea în incinta de reacţie	mm Hg	760...780	760...780	—	—	—	—
Raportul $\frac{\text{debit } CO_2}{\text{masa probei de cocs}}$	$\frac{cm^3/s}{g}$	0,20...0,43	0,20...0,43	—	—	—	—
Timpul de reacţie	s	3000	900	1200	—	—	3000
Mărimea care exprimă reactivitatea	—	$\%CO_2$ în gazul rezultat din reacţie în intervalul de timp cuprins între minutul 30 şi 50 al determinării	%CO în gazul rezultat din reacţie în primele 15 minute ale determinării	debitul de CO rezultat din reacţie în primele 20 minute ale determinării	pierderea de greutate a probei supuse determinării	%CO şi $\%CO_2$ în gazele rezultate din reacţie	$\%CO_2$ în gazul rezultat din reacţie după 30, 40, 50 min ale determinării
Rezistenţa mecanică a reziduului rezultat în urma determinării reactivităţii	%	Nu se execută.	Nu se execută	Nu se execută	Nu se execută	Nu se execută	Nu se execută

Tabelul 1 (continuare)

Caracteristica	U.M.	B.S. 4262/1984	Metoda Taranto	Metoda NKK, Japonia	Metoda CRL, Australia	A.I.S	Metoda NSC	Metoda SIDEX S.A — ICPPAM — S.A. Galaţi	C.E.E. — 2	Metoda ICEM
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Masa probei de cocs	g	200	200	200	200	200	200	200	400	2000
Granulaţia probei de cocs	mm	19...21	10...20	15...20	15...20	19...21	19...21	19...21	20...30	40...60
Temperatura	°C	1100	1050	1100	1100	1100	1100	1100	1200	1000
Debitul de CO_2	l/h	300	1000	300	300	300	300	300	2000*	330
Incinta de reacţie	—	oţel refractar cu Ø78 mm interior	oţel refractar cu Ø75 mm interior	oţel refractar cu Ø62,3 mm interior	oţel refractar cu Ø75 mm interior	oţel refractar cu Ø75 mm interior	oţel refractar cu Ø81 mm interior	oţel refractar cu Ø78 mm interior	—	125×125
Presiunea în incinta de reacţie	mmHg	—	—	—	760	—	—	760...780	—	
Raportul debit de CO2 / masa probei de cocs	$\frac{cm^3/s}{g}$	0,42	1,39	0,42	0,42	0,42	0,42	0,42	0,14	0,046
Timpul de reacţie	s	7200	3600	7200	7200	7200	7200	7200	**	10800
Mărimea care exprimă reactivitatea	%	greutatea probei după reactivitate × 100 / greutatea iniţială a probei	greutatea probei după reactivitate ×100 / greutatea iniţială a probei	greutatea probei după reactivitate × 100 / greutatea iniţială a probei	greutatea probei după reactivitate × 100 / greutatea iniţială a probei	greutatea probei după reactivitate × 100 / greutatea iniţială a probei	greutatea probei după reactivitate × 100 / greutatea iniţială a probei	greutatea probei după reactivitate × 100 / greutatea iniţială a probei		1 kg reziduu
Rezistenţa mecanică a reziduului rezultat	%	tambur I cu Ø130×700 mm 20r.p.m. × × 30 min. cernere > 10 mm	tambur I cu Ø130×700 mm 30r.p.m. × × 30 min. cernere > 6,3 mm	tambur I cu Ø130×700 mm 20r.p.m. × × 30 min. cernere > 10 mm	tambur I cu Ø130×700 mm 20r.p.m. × × 30 min. cernere > 10 mm	tambur I cu Ø130×700 mm 20r.p.m. × × 30 min. cernere > 10 mm	tambur I cu Ø130×700 mm 20r.p.m. × × 30 min. cernere > > 10 mm	tambur I cu Ø130×700 mm 20r.p.m. × × 30 min. cernere > 10 mm	tambur cu Ø500×150 mm 50r.p.m. × × 10 min. cernere > 10 mm	tambur cu Ø500×150 mm 50r.p.m. × × 10 min cernere > 40 şi < 10 mm

* amestec de gaze compus din 10 % CO_2, 20 % CO; 60 % N_2; 10 % H_2;
** pînă la pierderea a 25 % din greutatea iniţială

Standardele din a doua categorie se caracterizează astfel :

— atacul chimic este exercitat, un timp precizat și suficient de îndelungat, de către un curent de CO_2, al cărui debit este precizat, asupra unei probe de cocs avînd o masă precis stabilită, mai mare decît cea prevăzută în standardele din prima categorie, dar suficient de mică încît să permită efectuarea analizei cu o instalație de laborator (200 g), avînd o granulație precizată prin limite foarte apropiate, granulație care este mai mică decît cea a cocsului încărcat în furnal, dar reprezentativă pentru aceasta și avînd o temperatură apropiată de cea la care reacția are o intensitate suficientă ;

— reactivitatea cocsului se măsoară prin pierderea de greutate a probei în timpul reacției ;

— se stabilește efectul pe care consumul de carbon de la suprafața sau din profunzimea particulelor de cocs îl are asupra unei caracteristici esențiale pentru furnal, cum este rezistența cocsului. Dintre cele nouă metode prezentate (tab. 1) ca făcînd parte din această categorie, metoda ICPPAM—S.A. determină rezistența cocsului după atacul chimic prin prelucrarea întregii cantități de reziduu de cocs pentru a nu se crea probleme suplimentare de reprezentativitate.

Influența reactivității față de CO_2 și a rezistenței mecanice a reziduului de cocs obținut după atacul chimic cu CO_2 asupra parametrilor de funcționare a furnalelor

În ultimii zece ani s-a extins mult în lume determinarea reactivității cocsului pentru furnale prin metode similare cu cele din a doua

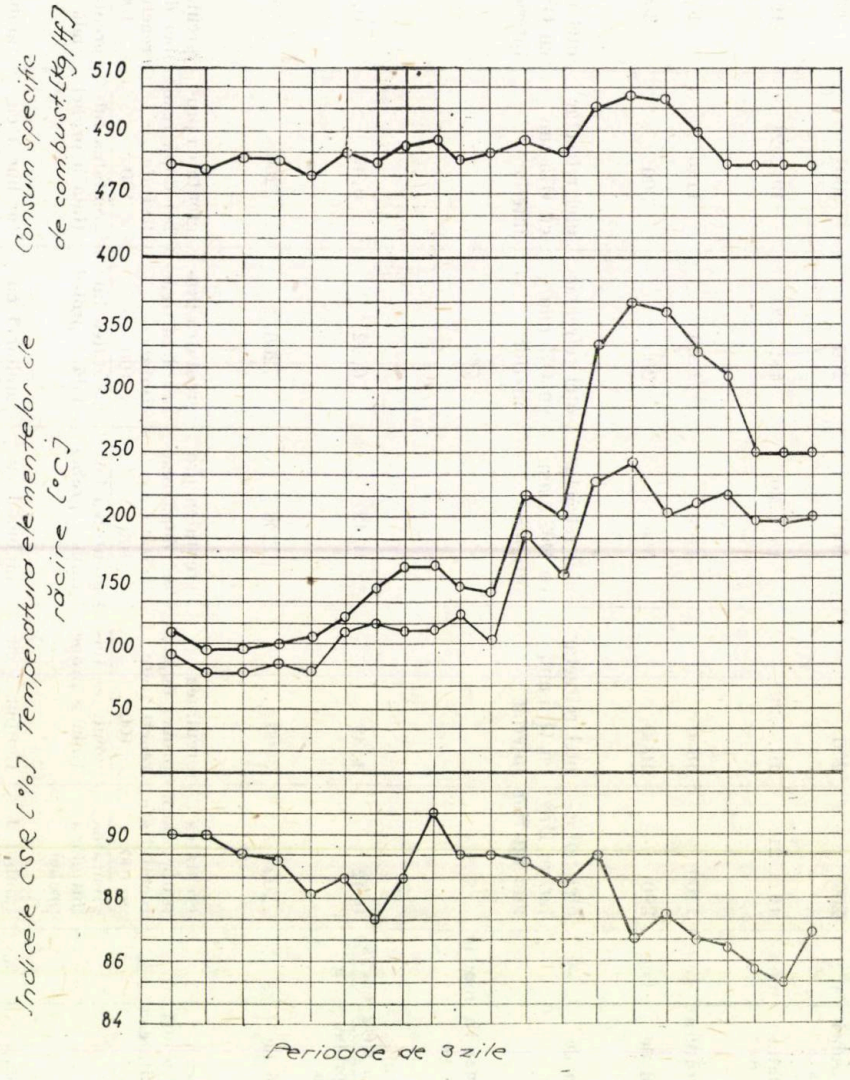


Fig. 3. Variația consumului specific de combustibil, temperaturii elementelor de răcire și indicelui CSR la furnalul nr. 5—ITALSIDER, TARANTO

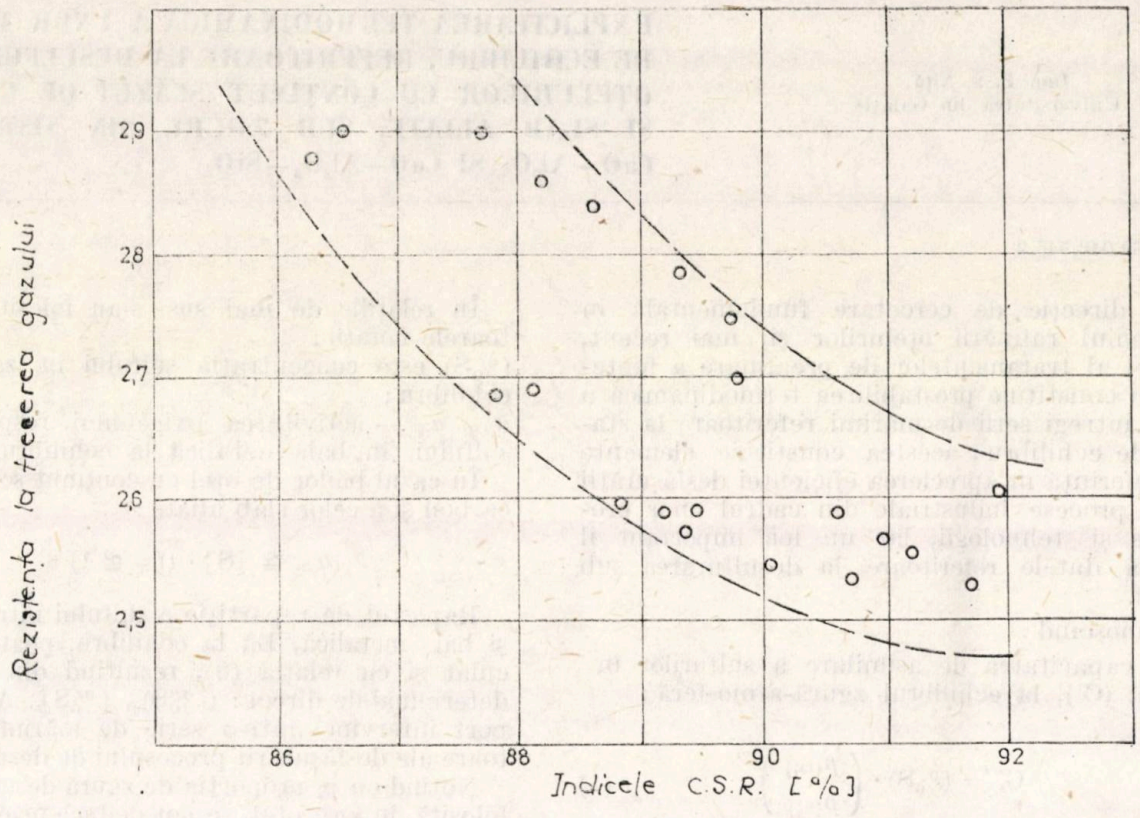


Fig. 4. Influența indicelui CSR asupra permeabilității la gaz la furnalul nr. 5 — ITALSIDER, TARANTO

categorie prezentată anterior, mai ales din cauza corelației mai bune cu funcționarea furnalului.

Pentru a ilustra această afirmație, în figura 1 se prezintă influența reactivității cocsului asupra productivității, consumului specific de cocs și căderii de presiune, iar în figura 2 se prezintă influența reactivității cocsului asupra raportului dintre căderea de presiune și debitul de aer, într-un furnal din Japonia.

De asemenea, în figura 3 se prezintă influența rezistenței cocsului după reacție asupra permeabilității la gaz a coloanei de materiale din furnalul nr. 5 al uzinei ITALSIDER din Taranto, iar în figura 4 este redată variația consumului specific de combustibil, a temperaturii elementelor de răcire și a rezistenței cocsului după reacție la același furnal.

Concluzii

Reactivitatea cocsului, ca mărime care reprezintă efectele atacului exercitat de CO_2 asupra cocsului în condițiile din furnal, se poate determina în laborator numai printr-o metodă similară cu cea din a doua categorie prezentată anterior.

Metoda prezentată în STAS 8901/1971 sau în cele similare nu permite stabilirea efectelor atacului exercitat de CO_2 asupra cocsului în condițiile din furnal.

Întrucît reactivitatea cocsului depinde atît de rețetele utilizate la cocsificare cît și de parametrii de exploatare a bateriilor de cocsificare și întrucît reactivitatea cocsului afectează mult funcționarea furnalului, se impune determinarea acesteia cu aceeași periodicitate cu care se determină celelalte caracteristici esențiale ale cocsului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Schneider, M. *Influence des alcalins sur le fonctionnement du haut fourneau.* În : Revue de Métallurgie, Franța, nr. 8, 1979.

[2] Michiharu, Hatano *Influence of Alkali on the Coke Properties* In : Transactions ISIJ, Japonia, vol. 20, 1980.

[3] Michiharu, Hatano *Mathematical Model for Blast Furnace Operations Considering the Degradation of Coke by Gasification.* In : Transactions ISIJ, Japonia, vol. 20, 1980.

[4] Ghiglione, A. *Controle de la marche du haut fourneau role du lit de fusion.* În : Revue de Métallurgie — CIT, Franța, ian. 1981.

Ing. P. S. Niță
Universitatea din Galați

EXPLICITAREA TERMODINAMICĂ A UNOR MĂRIMI DE ECHILIBRU, REFERITOARE LA DESULFURAREA OȚELURILOR CU CONȚINUT SCĂZUT DE CARBON ȘI SLAB ALIATE, SUB ZGURI, DIN SISTEMELE $CaO-Al_2O_3$ ȘI $CaO-Al_2O_3-SiO_2$

CZ : 669.046.546.2

O direcție de cercetare fundamentală în domeniul rafinării oțelurilor și, mai recent, în cel al tratamentelor de preafinare a fontelor, o constituie prestabilirea termodinamică a unei întregi serii de mărimi referitoare la starea de echilibru; acestea constituie elemente de referință în aprecierea eficienței desfășurării unor procese industriale din cadrul unor procedee și tehnologii, iar un loc important îl ocupă datele referitoare la desulfurarea sub zguri.

Cunoscînd :

— capacitatea de asimilare a sulfurilor în zgură (C_s), la echilibrul zgură-atmosferă :

$$C_s = (\%S) \cdot \left(\frac{p_{\{O_2\}}}{p_{\{S_2\}}} \right)^{1/2} \qquad (1)$$

— capacitatea de asimilare a sulfului în zgură (C'_s), la echilibrul zgură-baie metalică :

$$C'_s = (\%) \cdot \frac{a_{[O]}}{a_{[S]}} \qquad (2)$$

— constanta de echilibru K_3 a reacției :

$$[S] + 1/2\{O_2\} \rightleftarrows [0] + 1/2\{S_2\} \qquad (3)$$

$$\Delta G^\circ_T = 17519 - 27{,}62T \ [J] \qquad (3') \ [1]-[3]$$

se obține relația de legătură :

$$C'_s = K_3 \cdot C_s \qquad (4)$$

Pe această bază, notînd : $L_s = (\%S)/a_{[S]}$ (5)

se va obține :

$$L_s \cdot a_{[O]} = K_3 \cdot C_s \qquad (6)$$

iar prin logaritmare :

$$\lg L_s = \lg K_3 + \lg C_s - \lg a_{[O]} \qquad (7)$$

În relațiile de mai sus, s-au folosit următoarele notații :

$(\%S)$ este concentrația sulfului în zgură, la echilibru ;

$a_{[O]}$, $a_{[S]}$ — activitatea oxigenului, respectiv a sulfului, în baia-metalică la echilibru.

În cazul băilor de oțel cu conținut scăzut de carbon și a celor slab aliate :

$$a_{[S]} \cong [S] \cdot (f_{[S]} \cong 1)$$

Raportul de repartiție a sulfului între zgură și baie metalică, L_s, la echilibru, poate fi calculat și cu relația (6), rezultînd din mărimi determinabile direct: $((\%S)_e$, $[\%S]_e$. Acest raport intervine într-o serie de mărimi-indicatoare ale desfășurării procesului de desulfurare.

Notînd cu p_z proporția de zgură desulfurantă folosită, în kg/t oțel, se pot deduce următoarele relații :

$$[\%S]_e = \frac{[\%S]_i + \frac{p_z}{1000}(\%S)_i}{1 + \frac{p_z \cdot L_{s,e}}{1000}} \qquad (7)$$

$$p_z = \frac{10^3 \cdot \Delta[\%S]}{[\%S]_e \cdot L_{s,e} - (\%S)_i}, \text{ kg/t oțel} \qquad (8)$$

$$\Delta[\%S] = [\%S]_i - [\%S]_e$$

$$\eta_{s,e} = \frac{[\%S]_i - [\%S]_e}{[\%S]_i} \cdot 100 =$$

$$= \left(1 - \frac{1 + \frac{p_z}{1000} \cdot \frac{(\%S)_i}{[\%S]_i}}{1 + \frac{p_z \cdot L_{s,e}}{1000}} \right) \cdot 100, \ \% \qquad (9)$$

în care :

$[\%S]_i$, $(\%S)_i$ sînt conținutul inițial de sulf din baia metalică și respectiv din zgură ;

$[\%S]_e$, $(\%S)_e$ — conținutul la echilibru termodinamic de sulf din baia metalică, respectiv din zgură ;

$\eta_{s\,e}$ — randamentul de desulfurare a băii metalice la atingerea echilibrului.

Măsura eficienței tratamentelor de desulfurare sub zguri o constituie gradul de apropiere de valorile de echilibru ale mărimilor (5), (7)—(9).

Pentru explicitarea mărimilor (7)—(9), definitorie este cunoașterea valorilor raportului de repartiție la echilibru $L_{s,e}$. Un model termodinamic al evoluției lui $L_{s,e}$ depinde de cunoașterea ecuațiilor definind (C_s) și $a_{[O]}$.

Pentru sistemele baie-metalică-(dezoxidată cu aluminiu)-zgură (din sistemele $CaO-Al_2O_3$, $CaO-Al_2O_3-SiO_2$), reacția de desulfurare este :

$$(CaO)_s + 2/3[Al] + [S] \rightleftarrows (CaS)_s + 1/3(Al_2O_3) \quad (10)$$

$$\Delta G^0_T = -319734 + 112{,}91\,T\ [J] \quad (11)$$

dedusă utilizînd date din publicațiile [1]—[7], iar constanta de echilibru este :

$$K_{10} = \frac{a_{(CaS)_s} \cdot a^{1/3}_{(Al_2O_3)}}{a_{(CaO)_s} \cdot a^{2/3}_{[Al]} \cdot a_{[S]}} \quad (12)$$

La 1873,15 K (1600°C) pentru echilibrul [Al]—[O], mai indicate sînt datele din lucrările [5], [7] care s-au folosit în această lucrare.

Prestabilirea termodinamică a unor mărimi de echilibru, referitoare la desulfurarea oțelurilor sub zgurile din sistemul $CaO-Al_2O_3$

Sistemul $CaO-Al_2O_3$ este un sistem de referință pentru tratarea oțelurilor cu zguri în vederea desulfurării avansate. La scară indus-

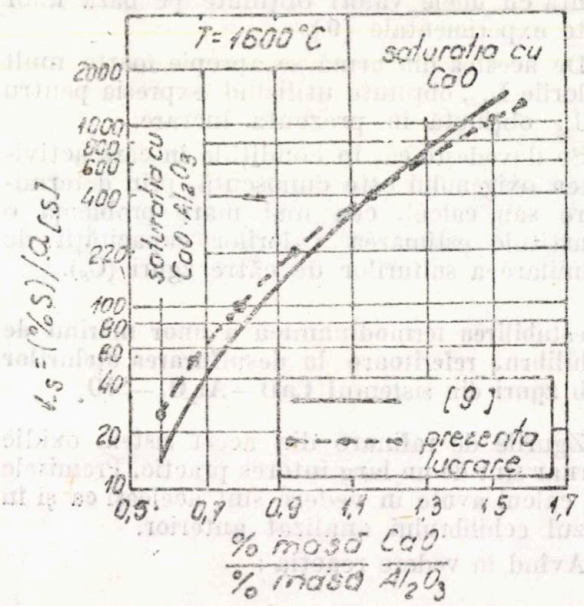


Fig. 1. Comparația dintre valorile experimentale și cele prognozate ale raportului de repartiție a sulfului, L_S, între baia metalică cu a_{Al}=0,04 % și zguri din sistemul $CaO-Al_2O_3$; T = 1873,15 K

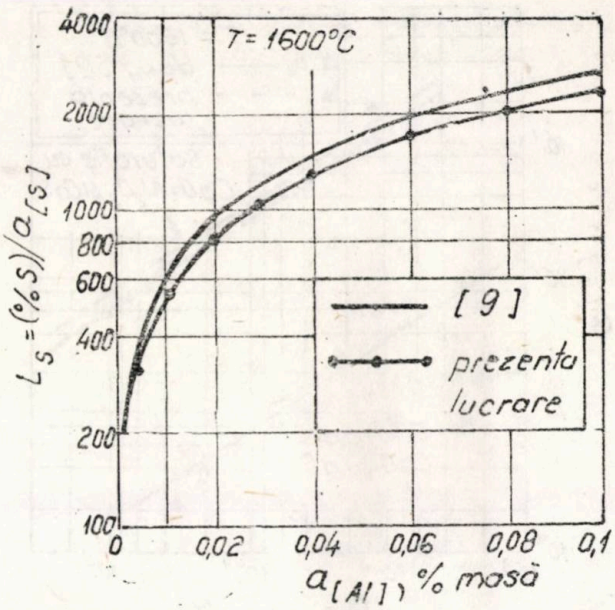


Fig. 2. Comparația dintre valorile experimentale și cele prognozate ale raportului de repartiție a sulfului, L_S, între baia metalică, la diverse activități ale aluminiului și zguri din sistemul $CaO-Al_2O_3$, saturate cu CaO; T = 1873,15 K

trială acest sistem se regăsește în cazul tratărilor oțelurilor dezoxidate cu aluminiu pentru tabla de autoturisme, în prezența unor căptușeli refractare predominant din alumină.

În zgurile din acest sistem se înregistrează la saturarea cu CaO, cele mai înalte valori ale bazicității optice a zgurii și implicit cele mai mari valori ale capacității de asimilare a sulfurilor [8], [13]. Cu toate acestea, numai în puține lucrări sînt efectuate cercetări sistematice de prestabilire termodinamică a mărimilor de echilibru menționate (5), (7)—(9)). În lucrarea [9], luînd în considerație date determinate experimental privind solubilitatea sulfului în zgura $CaO-Al_2O_3$, activitatea aluminei [11] și echilibrul [Al]—[O] [5] rezultă la 1873, 15 K valori ale $L_S = (\%S)/a_{[S]}$ ilustrate în figurile 1 și 2.

Pentru comparație, la aceeași temperatură, sînt prezentate valorile raportului de repartiție la echilibru, determinate în această lucrare, utilizînd un model care ia în considerare :

— relația (7) de definire a L_S;

— valorile lui K_3 obținute cu relația (3');

— activitatea componenților în zguri, raportată la solidul pur, este cea obținută de Kay, D.A.R. și Taylor, J. [10];

— lg C_S din lucrarea [8].

Comparația efectuată în figura 1 evidențiază mici abateri ale modelului termodinamic realizat în cadrul prezentei lucrări, față de datele din lucrarea [9]. Începînd de la zgurile cu raportul concentrațiilor $CaO/Al_2O_3 = 1{,}05$ pînă la saturarea zgurii cu CaO, modelul uti-

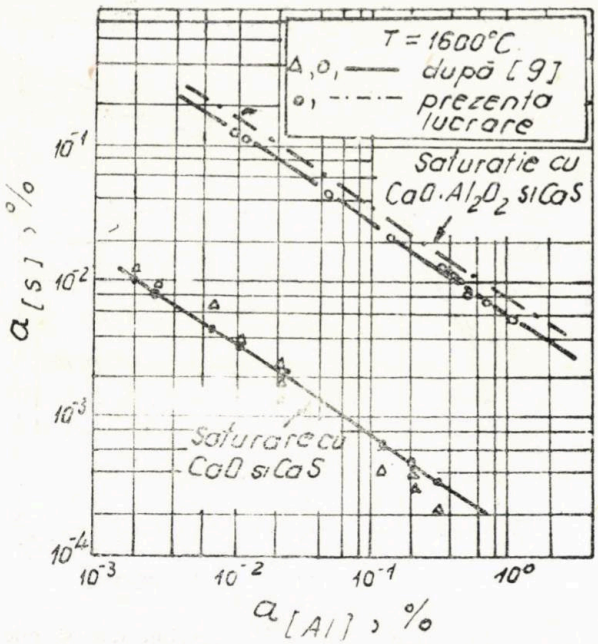


Fig. 3. Comparația dintre valorile echilibrului S—Al în băi de oțel carbon și slab aliate sub zguri din sistemul $CaO—Al_2O_3$, obținute experimental, și cele prognozate cu modelul din lucrare; T = 1873,15 K

lizat în lucrarea de față dă abater care ajung la 14% abatere negativă. Abaterile sînt mai mari, de pînă la 40% în zona saturării zgurii cu $CaO \cdot Al_2O_3$, dar acest domeniu de concentrații nu interesează la tratarea oțelurilor în vederea desulfurării.

Aceste abateri sînt aproape inerente atunci cînd se lucrează cu logaritmi, mai ales că autorii lucrării [9] au utilizat metoda interpolării grafice și reacția ipotetică $Al_2O_3 \rightleftarrows 2AlO_{1,5}$ pentru a determina activitatea aluminei la 1873,15 K. Comparația efectuată în figura 2 sprijină afirmațiile de mai înainte. La saturarea zgurii cu CaO, la 1873,15 K, dependența raportului $L_{s,e}$ de activitatea aluminiului, prestabilită cu modelul utilizat în lucrarea da față, este extrem de apropiată de cea obținută în lucrarea [9].

Pe baza datelor privind solubilitatea CaS în zgura $CaO—Al_2O_3$, la 1873, 15 K, din lucrarea [9] și utilizînd modelul termodinamic realizat în această lucrare, s-a efectuat și o comparație a rezultatelor experimentelor referitoare la echilibrul [S]—[Al][9], cu datele estimate, folosind modelul menționat (fig. 3).

Cele trei comparații efectuate sugerează că pentru sistemul băii metalice pentru oțelul cu conținut scăzut de carbon și slab aliat, dezoxidat cu aluminiu, sub zguri din sistemul $CaO—Al_2O_3$, prestabilirea termodinamică realizată, utilizînd modelul termodinamic alcătuit pe bazele menționate, este confirmată de date experimentale certe și valorile, obținute pentru mărimile de echilibru, sînt în concordanță cu cele obținute pe baza altor date [9]. O comparație extinsă, menită să testeze de fapt capacitatea unor modele pentru lgC_s, de a reda date, în concordanță cu experimentul, se face în tabelul 1.

Tabelul 1

Valorile raportului de repartiție a sulfului $L_{S,e}$ la echilibru între zguri din sistemul $CaO—Al_2O_3$, saturate cu CaO, și băi metalice de oțel nealiat, cu activitatea $a_{Al} = 0{,}04\%$

Temperatura, K, °C	% masă CaO / % masă Al_2O_3	$L_{s,e} = (\%S)/a_{[S]}$, folosind: lgC'_S [12]	lgC_S]13]	lgC_S [8]	determinat în [9]
1823,15 (1550)	1,47	1900	3190	1830	~2300
1873,15 (1600)	1,53	1640	3420	1250	~1400
1923,15 (1650)	1,66	1670	4920	1000	~ 900

Valorile $L_{s,e}$ sînt calculate la temperaturile menționate, luînd în considerare valorile activității aluminei, din lucrarea [11], care au fost folosite și în lucrarea [9], procedîndu-se așa pentru a testa indirect și eficiența expresiilor care exprimă C sau C', în funcție de bazicitate și temperatură.

Utilizînd pentru lgC'_s expresia din lucrarea [12], rezultă că temperatura nu influențează practic valorile raportului de repartiție a sulfului la echilibru. O afirmație în acest sens este făcută și în lucrarea [4], constituind o reală surpriză, puțin fundamentată. Utilizînd pentru lgC_s expresia din lucrarea [13], se obțin valori exagerat de mari ale $L_{s,e}$ și în totală discordanță cu unele valori obținute pe baza unor date experimentale [9].

De acestea din urmă se apropie foarte mult valorile $L_{s,e}$, obținute utilizînd expresia pentru $lg\, L_S$ obținută în prezenta lucrare.

Se dovedește că, în condițiile în care activitatea oxigenului este cunoscută, prin determinare sau calcul, cea mai mare problemă o constituie estimarea valorilor capacității de asimilare a sulfurilor de către zguri (C_S).

Prestabilirea termodinamică a unor mărimi de echilibru, referitoare la desulfurarea oțelurilor sub zguri din sistemul $CaO—Al_2O_3—SiO_2$

Zgurile de rafinare din acest sistem oxidic ternar sînt de un larg interes practic. Premisele de calcul avute în vedere sînt aceleași ca și în cazul echilibrului analizat anterior.

Avînd în vedere reacția:

$$(CaO)_s + [S] \rightleftarrows (CaS)_s + [O] \qquad (13)$$

$$\Delta G^0_T = 109519 - 30{,}17\,T \quad [1]—[4] \qquad (14)$$

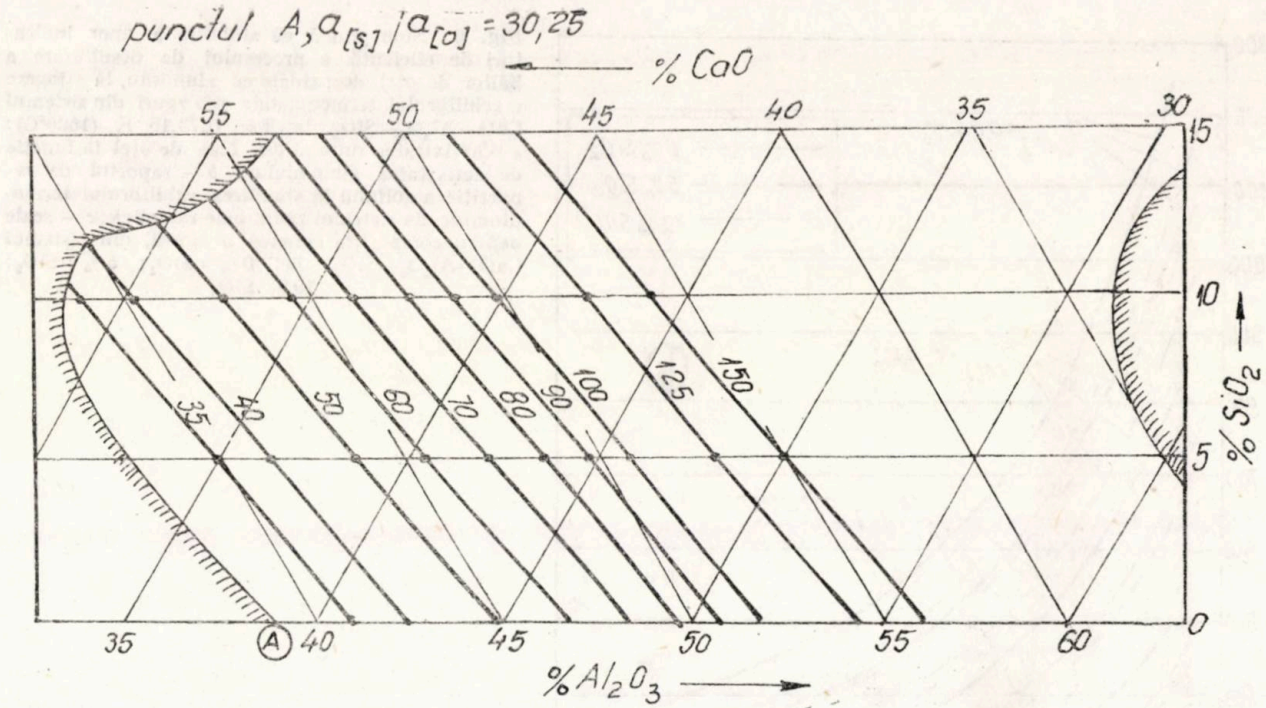


Fig. 4. Evoluţia valorilor raportului $a_{[S]}/a_{[O]}$, în condiţiile stabilirii echilibrului termodinamic între băi de oţel carbon şi slab aliat şi zguri din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2$, la saturarea acesteia cu CaS, la 1873,15 K (1600°C)

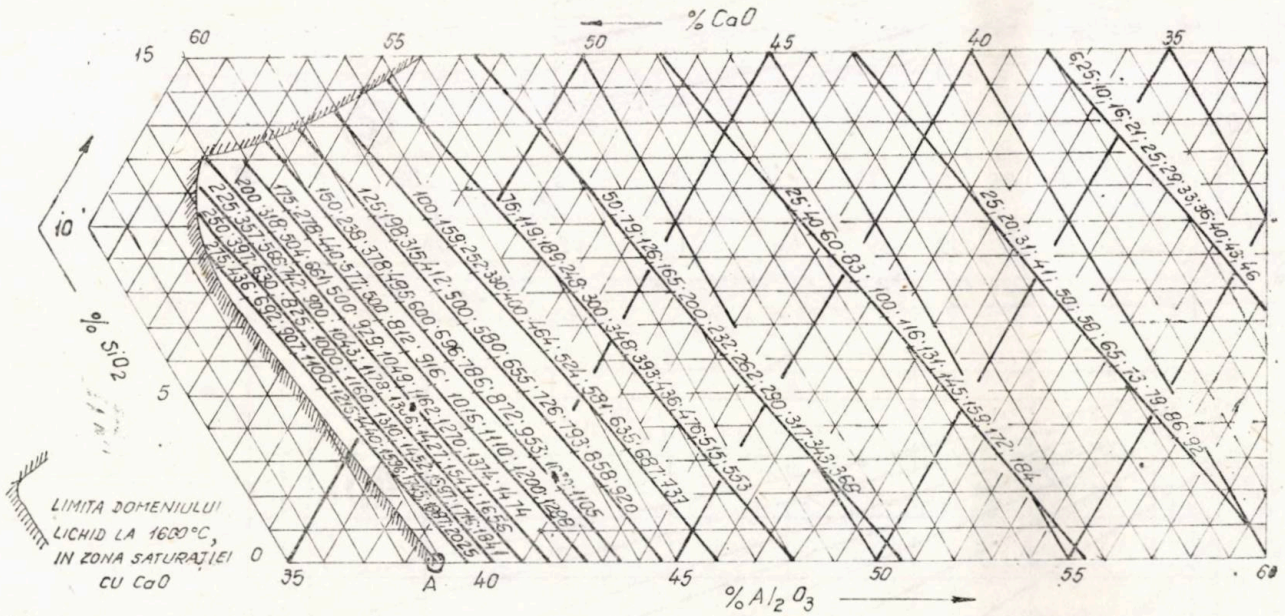


Fig. 5. Repartiţia sulfului $L_S = (\%S)/a_{[S]}$, la echilibru, în sistemul baie metalică-zgură, la 1873,15 K (1600°C) a zgura în sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2$; baia metalică dezoxidată cu aluminiu

Situaţia de referinţă:

$a_{[Al]} = 0,04$ %

$L_S \in \{1200, 1100, 1000, 900, 800, 700, 600, 500, 400, 300, 200, 100, 50, 25\}$

Punctul A

$a_{[Al]}$, %	0,005	0,01	0,02	0,03	0,04	0,05	0,06	0,07	0,08	0,09	0,1
L_S	318	505	801	1049	1271	1475	1666	1848	2018	2183	2342

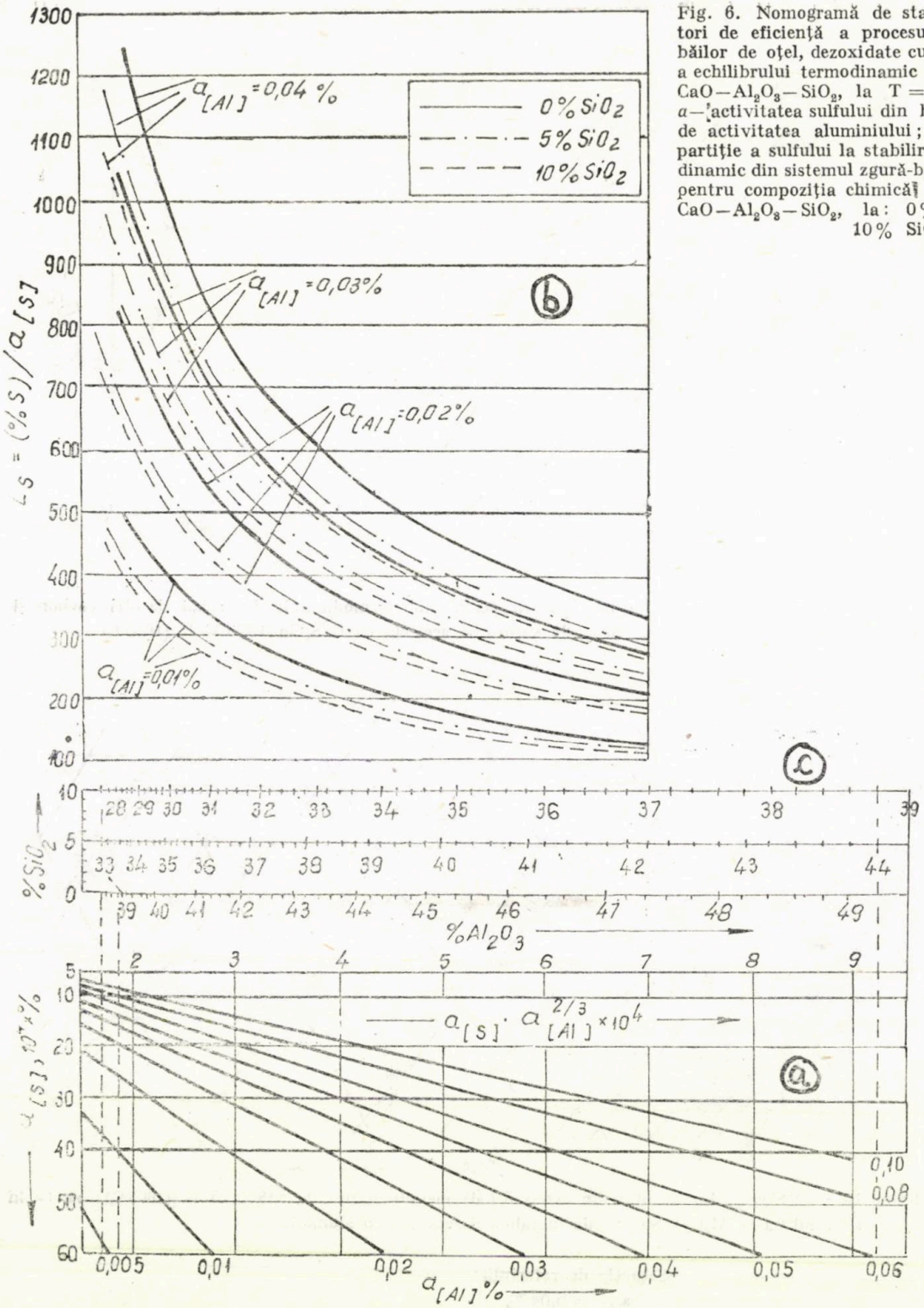


Fig. 6. Nomogramă de stabilire a unor indicatori de eficiență a procesului de desulfurare a băilor de oțel, dezoxidate cu aluminiu, la atingere a echilibrului termodinamic sub zguri din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2$, la T = 1873,15 K (1600°C): *a* — activitatea sulfului din baia de oțel în funcție de activitatea aluminiului; *b* — raportul de repartiție a sulfului la stabilirea echilibrului termodinamic din sistemul zgură-baie metalică; *c* — scale pentru compoziția chimică a zgurii, din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2$, la: 0% SiO_2; 5% SiO_2; 10% SiO_2

și impunînd saturarea zgurii cu CaS ($a_{CaS} = 1$), rezultă valorile de echilibru ale raportului $a_{[S]}/a_{[O]}$. La 1873,15 K, evoluția acestui raport în sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2$, cu pînă la 10—15% SiO_2 este prezentată în figura 4. Pentru că s-a impus saturarea cu CaS, rezultă că se au în vedere cantități minime de zgură în sistem.

Pentru obținerea evoluției valorilor raportului de repartiție a sulfului, la echilibru, la 1873, 15 K în sistemul menționat, ecuația modelului termodinamic redat prin relația (7) a fost supusă unui tratament particular constînd în determinarea, în domeniul lichid la 1873, 15 K a locurilor geometrice cu proprietăți impuse $L_{s.e} = k$ (k avînd valori impuse sub

forma unui şir de numere), luînd în considerare o situaţie de referinţă, constînd în impunerea valorii activităţii aluminiului în baia metalică.

În extenso, calculele au fost efectuate pentru situaţia impusă :

$$L_{s,e} \in \{1200;\ 1110;\ 1000;\ 900;\ \ldots$$
$$\ldots 300;\ 200;\ 100;\ 50;\ 25\}$$
$$a_{[Al]} = 0{,}04\,\%$$
$$(\%SiO_2) \in \{0;\ 5;\ 10\} \qquad (15)$$

Rezultatele obţinute cu modelul termodinamic realizat în prezenta lucrare sînt redate în figura 5. În figura 6 se prezintă, pe baza reunirii celor două situaţii analizate ,o nomogramă care reflectă legătura dintre diverşi parametri şi indicatori de eficienţă ai procesului de desulfurare sub zguri din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2$, a oţelurilor dezoxidate cu aluminiu, la 1873,15 K (1600°C).

Pe baza ecuaţiilor modelului termodinamic şi a relaţiilor (7)—(9) se pot face determinări cantitative de mărimi, în condiţiile atingerii echilibrului, şi se pot evidenţia diferenţele dintre diferite situaţii şi condiţii.

Astfel, la 1873, 15 K, pentru a îndepărta o cantitate de sulf $\Delta[S] = [\%S]_i - [\%S]_e = 0{,}01\%$ într-un oţel cu $a_{[Al]} = 0{,}04\%$, proporţia de zgură necesară va fi următoarea, indiferent de compoziţia acesteia (dar în domeniul studiat) :

— 5,13 kg/t oţel pentru sistemul $CaO - Al_2O_3$; spre comparaţie, în lucrarea [9], proporţia de zgură este de 5 kg/t oţel;

— 5,83 kg/t oţel pentru sistemul $CaO-Al_2O_3$ — 5% SiO_2;

— 6,25 kg/t oţel pentru sistemul $CaO-Al_2O_3$ — 10% SiO_2;

cu condiţia ca zgura de tratare să nu conţină iniţial sulf şi, evident, ca zgura să se prezinte ca fază, în sens termodinamic, deci să fie omogenă.

Nomograma din figura 6 are un sens natural de parcurgere, în funcţie de condiţii şi necesităţi. Pe baza ei se pot decide măsuri vizînd deplasarea echilibrului, în scopul desulfurării avansate. Acestea constau fie în efectuarea de adaosuri pentru modificarea compoziţiei chimice, fie în mărirea activităţii aluminiului în baia de oţel. În sfîrşit, nomograma serveşte la evaluarea rapidă a eficienţei desfăşurării procesului industrial de tratare a oţelului sub zguri desulfurante la barbotarea cu argon, evidenţiindu-se diferenţe între valorile înregistrate în tratamentul relizat şi cele de echilibru termodinamic, prestabilite prin model.

Neevidenţierea dependenţelor de temperatură poate fi depăşită prin calcul de extrapolare a activităţii componenţilor la alte temperaturi cu o bună aproximare, considerînd zgura ca o topitură cu comportarea regulară.

Observaţii şi concluzii

Modelul termodinamic utilizat în lucrare prezintă o capacitate îmbunătăţită de prestabilire termodinamică a valorilor raportului de repartiţie a sulfului în sistemul zgură ($CaO-Al_2O_3$) — băi de oţeluri cu conţinuturi scăzute de carbon şi nealiate, dezoxidate cu aluminiu, comparativ cu alte modele (tab. 1) şi foarte apropiate de cele experimentale, obţinute de cercetători reputaţi [9] (fig. 1—3).

Prestabilirea valorilor de mărimi de echilibru, referitoare la desulfurare, cînd zgura face parte din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2$, face posibilă analiza rapidă şi estimarea cantitativă de mărimi referitoare la desulfurare şi implicit dirijarea proceselor la scară industrială (fig. 5 şi 6).

Pe baza relaţiilor (7)—(9), a modelului utilizat şi a precizării unor condiţii concrete, se poate realiza simularea integrală a procesului industrial de desulfurare a oţelurilor din clasa menţionată sub zguri din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2$; pe această bază se pot evidenţia influenţele concret exercitate de către parametrii de desfăşurare ai procesului industrial şi măsurile, sub aspect inclusiv cantitativ, care se impun pentru atingerea obiectivelor propuse.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dragomir, I. *Teoria proceselor siderurgice*, Bucureşti, Ed. Didactică şi Pedagogică, 1985.

[2] Belov, F. B şi alţii *Izvestia Akedemii Nauk SSSR*, În : Metalli,U.R.S.S., 1967, nr. 3, p. 53—62.

[3] Morozov, A. N. *Sovremennti Martemovskti Profess*, U.R.S.S., 1961, p. 62.

[4] Turkdogan, E. T. Metallurgical Transactions, S.U.A. B, 1974, 5, p. 1527—1535.

[5] Janke, D. Conferinţa *„Clean Steel"*, The Metals Society, Londra, 1983, p. 202—213.

[6] Janke, D., Fisher, W. A. În : Archiw für das Eisenhüttenwessen 47, R.F.G., 1967, p. 195—198.

[7] Janke, D. *Fundamental Aspects of the Electrochemical Oxygen Measurements in Molten Iron and Iron Alloys*. In,,Applications of Solid Electrolytes" Electrochemical Society of Japan, Ed. JEC Press Inc., 1980, Tokyo.

[8] Niţă, P. S. *Contribuţii la obţinerea dependenţei dintre capacitatea de asimilare a sulfurilor de către zguri* (C_s), *bazicitatea optică a zgurii* (Λ) *şi temperatură* (T). În : Metalurgia, nr. 6, 1991, Bucureşti.

[9] Ozturk, B., Turkdogan, E. T. ,,*Equilibrium S distribution between molten calcium aluminate and steel*", ,,$CaS-CaO-Al_2O_3$ *melts equilibrated with liquid* Fe *containing* Al *and* S". În : Metals Science, S.U.A., vol. 18, june 1984, p. 299—305.

[10] Kay, D. A. R., Taylor, J. În : Transactions of the Faraday Society, Anglia, 56, 1960, p. 1372—1386.

[11] Rein, R. H., Chipman, J. în : Trans. AIME, S.U.A., 1965, 233, p. 415—425.

[12] Faral, M., Gaye, H. *Proceedings of the Secondary International Symposium* ,,Slag and Fluxes", TMS—AIME, 1984, p. 159—179, Reno, Nevada.

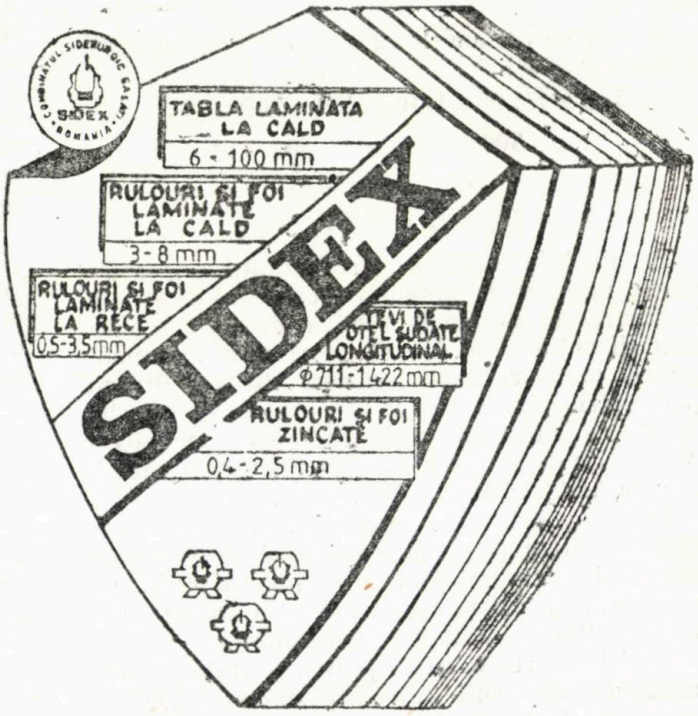
[13] Sosinsky, D. J., Sommerville, I. D. În : Metallurgical Transactions, S.U.A., B, 17, 1986, p. 331—337.

[14] Riboud, P. In : C.I.T. Franţa, nr. 11, 1985, p. 801—810.

SIDEX

IRON AND STEEL COMPLEX OF GALATZI

1, Siderurgiştilor st.
cod 6 200
Phone : 943/30 004; 30 109
Telex : 51 257; 51 312



Located on the bank of the Danube, equipped with a great ore carrier harbour, SIDEX Galatzi has been designed with modern integrated technological flow and specific auxiliary plants (energetics, spare parts manufacturing, maintenance) in order to obtain the production autonomy – SIDEX Galatzi export their products in 39 countries.

At present, SIDEX Galatzi delivers heavy plate, cold rolled sheet and strip of about 400 steel grades, according to the foreign and Romanian Standards approved by the International Naval Registers.

COKE – CHEMICAL PLANT

It consists of :
— eight coking batteries with a capacity of 4,0 mil. t/year;
— two chemical sections for by-products.

The plant is equipped with modern units for coal grinding and dosage and for dry cooling, using a large range of coals to produce high mechanical resistance coke.

Coke tars and coke gas are treated into the chemical section to obtain the following by-products : ammonia sulphate, benzene, naphtalene, antracene, technical oils, tar a.s.o.

SINTERPLANT AND FURNACES

It consists of :
— three ore plants with a total capacity of 1.6 mil. t/year;
— six blast furnaces, as follows : four with inner volume of 1700 m^3 each, one with inner volume of 2700 m^3 and one of 3500 m^3 inner volume; the total capacity is 8.6 mil. t pig iron/year;

REFRACTORY STEEL WORKS

It consists of :
— three steel plants with LD converters, with a capacity of 9—10 mil. t steel/year; two of them supply liquid steel for continuous casting machines;
— two continuous casting systems with 10 continuous casting machines with a capacity of 2.7 mil. t slabs/year and 2.5 mil. t blooms/year;
— one electrical steel plant with a capacity of 175000 t/year;
— auxiliary plant for : metallurgical lime, blocks and dolomitic bricks and antishrinkage products. These plants deliver ingots, slabs and continuous cast blooms.

ROLLING MILLS PLANT

It consists of :
— one slabing mill with a capacity of 3.0 mil. t/year;
— one semi-products mill with a capacity of 2.5 mil. t/year;
— one hot plate mill with a capacity of 3.0 mil. t/year;
— two heavy plate rolling mills with a capacity of 1.2 and 1.5 mil. t/year;
— two cold sheet rolling mills with a capacity of 0.9 and 0.6 mil. t/year;
— two cold sheet rolling mills with a capacity of 0.9 and 0.6 mil. t/year;
— one continuous electroplate system with a capacity of 100 000 t/year.

The plant produces a large range of products such as plate, hot and cold sheet, continuous galvanized strip and plate in about 40 steel grades.

AUXILIARY PLANTS

Spare Part and Repair Plant

POWER GENERATION AND DISTRIBUTION PLANT

Service and Transport System
Oven Repair Plant

RESEARCH AND DEVELOPMENT

Central Laboratory is equipped with up-to-date devices for production control by means of chemical analyses and metallographical, spectral, toxicological, physical and mechanical tests.

Research and Design Institute for Plates and Metallic Coatings elaborates studies, research works and technological, engineering and manufacturing technology projects for plate and anticorrosion protection coatings, projects for equipments, installations and ferrous metallurgy constructions, as well as documentation for capital and current repairs.

Prof. dr. ing. T. Dulămiță,
dr. ing. M. Cojocaru, ing. Vasile Toma,
ing. Valeria Suciu
și ing. Gherghescu Ioana
Institutul Politehnic București
ing. Gherghescu G.
TMUCB
ing. Moț Mariana
I. M. Călan

MODELAREA MATEMATICĂ LA PROIECTAREA ȘI CONDUCEREA PROCESELOR TEHNOLOGICE DE TRATAMENTE TERMICE

CZ: 621.785.001.57

Proiectarea și conducerea proceselor tehnologice de tratament termic este reconsiderată prin prisma caracterului de procese de aparatură atribuit acestora.

În acest scop, s-au întocmit modele matematice pentru ciclurile de tratament termic pornindu-se de la ecuațiile de transfer termic. Au fost folosite două metode : una analitică bazată pe o ecuație de regresie și alta grafică bazată pe utilizarea unor grafice de calcul.

Modelele utilizează mărimi specifice pieselor supuse tratamentelor termice, mărimii și modului de alcătuire a încărcăturii și ale utilajelor folosite. Valabilitatea modelelor a fost verificată printr-un experiment la scară industrială efectuat la Intreprinderea FAUR S.A. București. Au fost întocmiți algoritmi pe baza cărora Centrul de calcul al întreprinderii urmează să întocmească programe pentru trecerea pe calculator a activtății de proiectare și conducere a proceselor tennologice de tratamente termice.

Metodologiile de determinare a perioadelor de încălzire, ($t_I - t_{II}$) și menținere la tratamente termice efectuate în cuptoare cu funcționare discontinuă încălzite cu rezistori, vor fi prezentate în continuare.

Generalizînd, orice tratament termic aplicat unei încărcături de semifabricate sau piese într-un cuptor cu funcționare discontinuă, a cărei alimentare cu energie se întrerupe numai în perioada de descărcare a încărcăturii încălzite și de încărcare a unei noi încărcături, este de forma celui prezentat în figura 1. Acesta este caracterizat în felul următor : la sfîrșitul perioadei de încărcare, temeperatura cuptorului coboară pînă la o valoare T'C, iar încărcătura are o valoare T'_M, care poate fi considerată egală cu temperatura ei inițială. În perioada t_I (de încălzire) pînă în momentul cînd cuptorul a ajuns la temperatura T_C(la care este menținută pe palier de sistemul de reglare automată), temperatura suprafeței urcă pînă la T''_{MS}, iar centrul acesteia la T''_{Mi}. În momentul cînd cuptorul a ajuns la temperatura de regim (palier), temperatura suprafeței materialului T''_{MS} este mai mică. În perioada t_{II}, cînd temperatura cuptorului este menținută constantă, crește și temperatura suprafeței materialului pînă la T'''_{MS} și cea a centrului pînă la T'''_{Mi}. Durata perioadei t_{II} depinde de diferența inițială $T''_{MS} - T''_{Mi}$, de suprafața încărcturii și de temperatura cuptorului. Se consideră că are

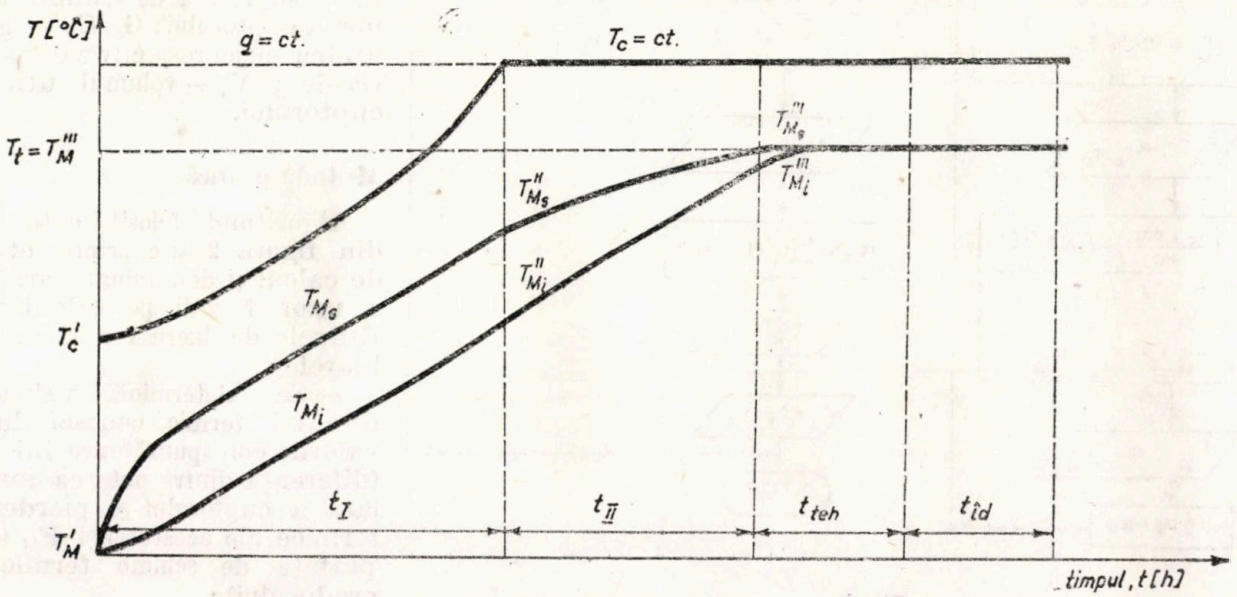


Fig. 1

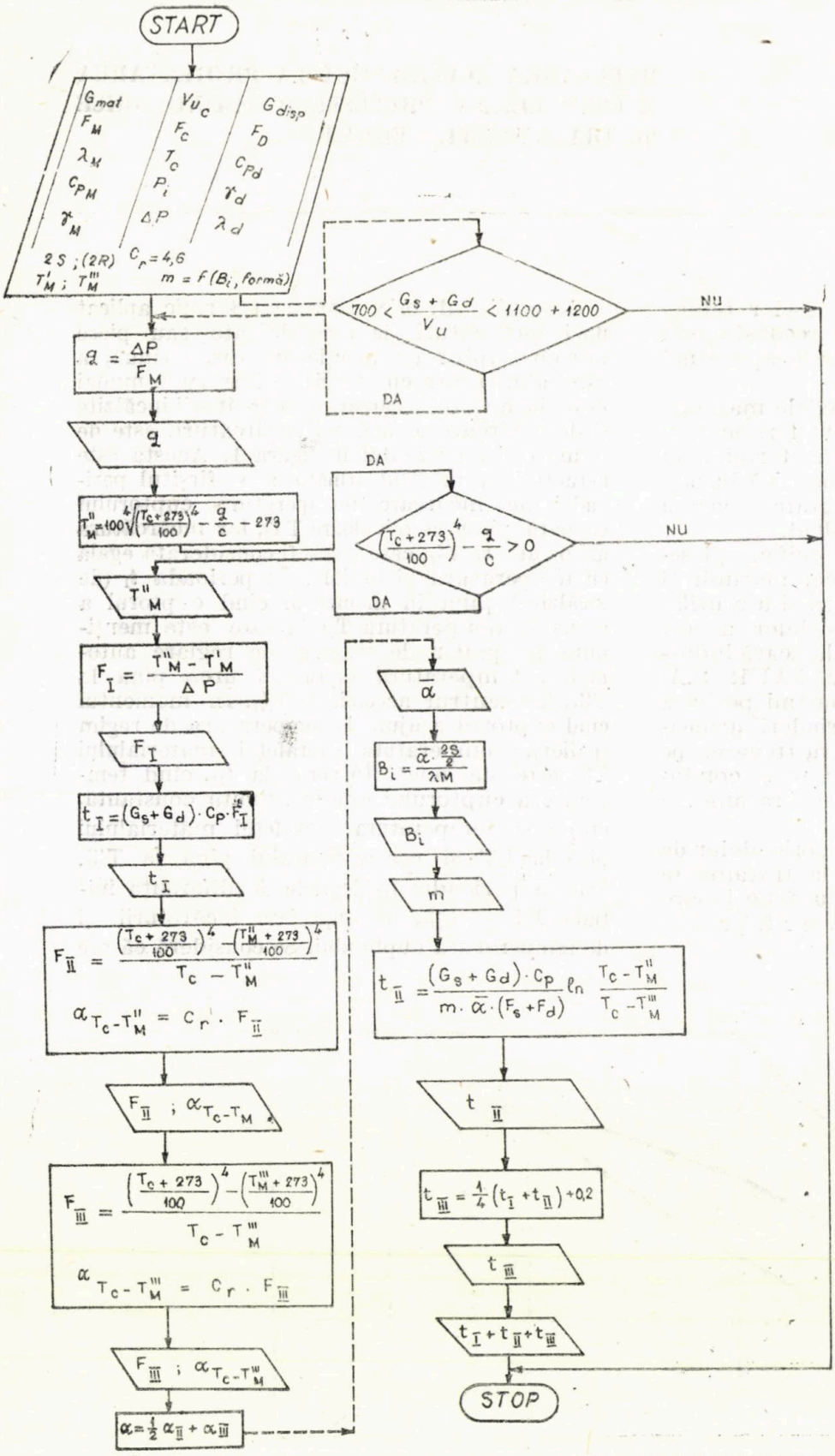


Fig. 2

loc egalizarea temperaturii pe secţiunea încărcăturii. Sfîrşitul ei este în momentul cînd temperatura centrului materialului a ajuns la aceeaşi valoare prescrisă pentru tratamentul termic. După această egalizare urmează, în perioada de menţinere tehnologică la temperatura constantă t_{tehn}, durata care depinde de cinetica transformărilor în stare solidă care stau la baza tratamentului respectiv.

Pentru determinarea timpilor t_I şi t_{II}(timpul în care cuptorul ajunge la temperatura de regim, $T_C = T_t + (20 - 30°C)$ (timpul în care suprafaţa produsului, încărcăturii ajunge la temperatura de tratament), pot fi utilizate două metode expuse mai sus: grafică şi analitică. Se porneşte de la premisa că valoarea rezultatelor obţinute practic vor fi cu atît mai apropiate de cele calculate, cu cît sînt respectate mai riguros condiţiile:

$$F_M/F_C \sim 0,3 \qquad (1)$$

$$700 < \frac{G_S + G_d}{V_u} < 1100 + 1200 \qquad (2)$$

unde: F_M este suprafaţa de schimb termic a produsului (încărcăturii) supus încălzirii; F_C — suprafaţa de schimb termic a cuptorului; G_S, G_d — greutatea şarjei respectiv a dispozitivului; V_u — volumul util al cuptorului.

Metoda grafică

Algoritmul folosit este cel din figura 2 şi cuprinde etape de calcul şi determinare grafică a unor funcţii pe calculator. Etapele de lucru vor fi următoarele:

— Se determină valoarea fluxului termic cunoscîndu-se valorile corespunzătoare lui ΔP (diferenţa dintre puterea instalată a cuptorului şi pierderile termice ale acestuia) şi F_M (suprafaţa de schimb termic a produsului):

$$q = \frac{\Delta P}{F_M} \text{ sau } q = f(\Delta P, F_M)$$

— Se determină temperatura la care ajunge suprafaţa produsului încărcăturii în momentul în care cuptorul a revenit la temperatura de regim (deci după intervalul de timp t_I, încă necunoscut) :

$$T''_M = f(T_C, q)$$

$$T''_M = 100 \sqrt[4]{\left(\frac{T_C + 273}{100}\right)^4 - \frac{q}{C}} - 273°C$$

— Se determină funcţia ajutătoare F_I, funcţie care permite calculul timpului t_I :

$$F_I = f(\Delta P, T'''_M)$$

— Se calculează valoarea timpului t_I, cunoscîndu-se greutatea şarjei şi a dispozitivului şi căldura specifică (determinată ca medie ponderată între valorile corespunzătoare materialelor din care sînt executate produsele şi dispozitivul) :

$$t_I = (G_S + G_d) \cdot C_p \cdot F_I$$

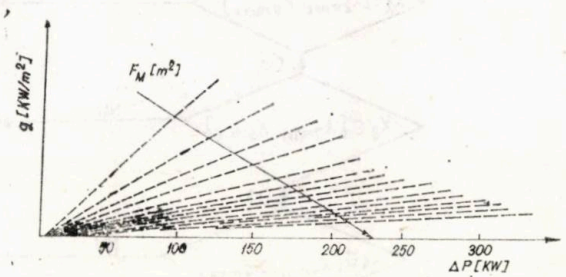


Fig. 3

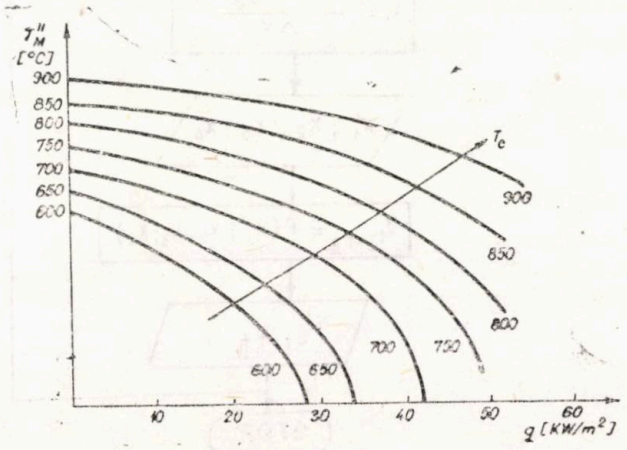


Fig. 4

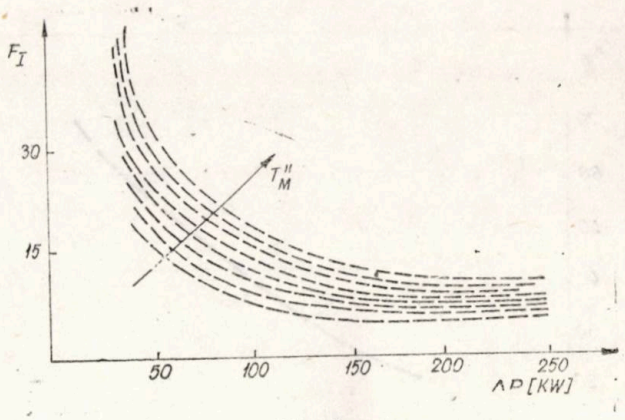


Fig. 5

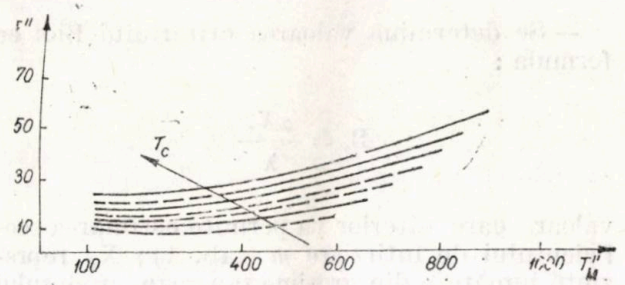


Fig. 6

— Pentru estimarea timpului t_{II}, se determină, în prealabil, cu ajutorul relaţiilor :

$$F_{II} = \frac{\left(\frac{T_C + 273}{100}\right)^4 - \left(\frac{T''_{MS} + 273}{100}\right)^4}{T_C - T''_{MS}}$$

$$F_{III} = \frac{\left(\frac{T_C - 273}{100}\right)^4 - \left(\frac{T'''_{MS} + 273}{100}\right)^4}{T_C - T'''_{MS}}$$

funcţiile F_{II} (diagrama 4, fig. 6) şi F_{III}, (fig. 7), funcţii cu ajutorul cărora se calculează valorile corespunzătoare coeficienţilor globali de cedare termică :

$$\alpha T_C - T''_M \text{ şi } \alpha T_C - T'''_M$$

$$\alpha T_C - T''_M = Cr \cdot F_{II}$$

$$\alpha T_C - T'''_M = Cr \cdot F_{III}$$

— Se determină :

$$\alpha = \frac{\alpha T_C - T''_M + \alpha T_C - T'''_M}{2}$$

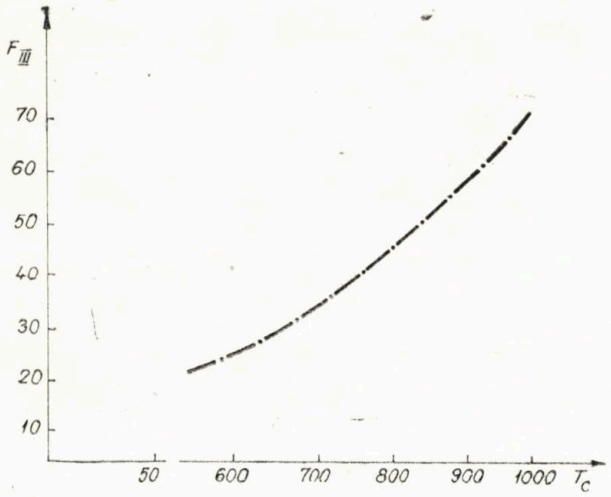


Fig. 7

— Se determină valoarea criteriului Biot cu formula:

$$B_i = \frac{\alpha X_e}{\lambda}$$

valoare care ulterior va permite estimarea coeficientului de întîrziere m (tab. 1); X_C reprezintă jumătate din grosime sau raza produsului (încărcăturii — în cazul încălzirii în vrac) supus încălzirii.

Tabelul 1

B_i	m		B_i	m	
	placă	cilindru		placă	cilindru
0,4	0,870	0,905	2,2	0,565	0,615
0,6	0,825	0,860	2,6	0,515	0,580
1,0	0,745	0,785	3,0	0,485	0,550
1,4	0,875	0,715	3,5	0,440	0,510
1,8	0,615	0,660			

— Se calculează valoarea timpului t_{II}:

$$t_{II} = \frac{(G_S + G_B) \cdot C_p}{m \cdot \alpha \cdot F} \ln \frac{T_C - T''_M}{T_C - T'''_M}$$

unde F reprezintă suprafaţa totală de schimb termic, iar T'''_M temperatura la care ajunge suprafaţa produsului după intervalul t_{II} de timp.

Metoda analitică

Algoritmul de lucru este ilustrat în figura 8 care cuprinde următoarele etape de lucru:

— Se codifică valorile corespunzătoare parametrilor independenţi (T_C, 2S, P, F_C) cu ajutorul relaţiei de codificare:

$$x_i = \frac{X_i - X_{i0}}{\Delta X_i}$$

unde x_i reprezintă valoarea codificată a parametrului independent (se va regăsi în intervalul independent: -1; $+1$; X_i — valoarea

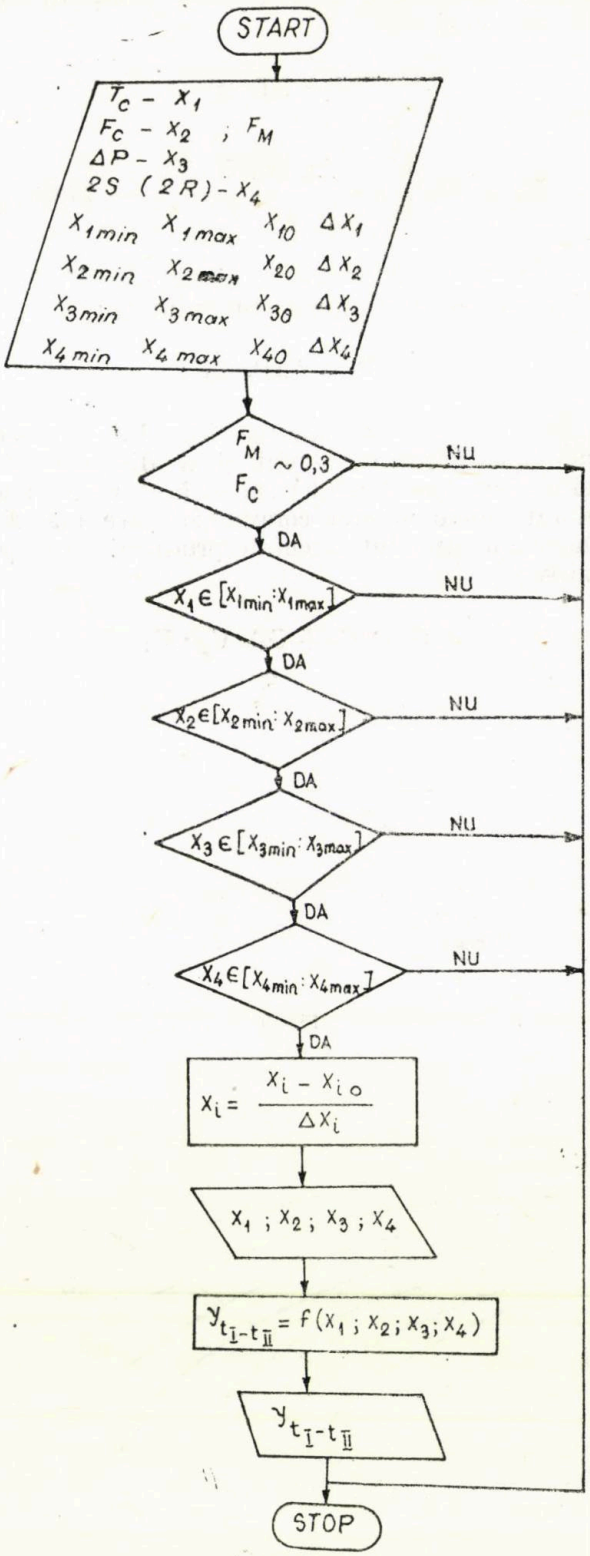


Fig. 8

naturală a parametrului independent; X_{i0} — nivelul de bază; ΔX_i — intervalul de variaţie.

În modelul matematic adoptat, au fost luate în analiză valorile corespunzătoare situaţiei existente în atelier, conform tabelului 2.

Tabelul 2

Parametrul	Valoarea codificată	Nivelul de bază, X_{io}	Intervalul de variaţie, ΔX_i
T_C, °C	x_1	825	125
F_C, m²	x_2	7,48	6,64
P, hw	x_3	143	111
2S / 2R, m	x_4	0,14	0,11

— Se introduc valorile codificate în ecuaţia de regresie şi se calculează direct valoarea parametrului de optimizat y. În cazul de faţă y reprezintă timpul total după care suprafaţa produsului ajunge la temperatura de regim:

$$Y_{t_I} + t_{II} = 3{,}06 + 0{,}376\,x_1 + 2{,}78\,x_2 - 2{,}08\,x_3 + 2{,}41\,x_4 \times 2{,}256\,x_1 x_4 - 1{,}90\,x_2 x_3 + 2{,}19\,x_2 x_4 - 1{,}71\,x_3 x_4$$

La introducerea în ecuaţie a valorilor codificate, se ţine seamă în mod obligatoriu de semnul acestora.

— Pentru determinarea timpului de menţinere, în vederea egalizării şi asigurării transformărilor structurale, care stau la baza tratamentelor termice la operaţiile de normalizare şi recoacere completă, se va ţine cont de următoarele indicaţii:

— pentru valori ale fluxului termic: $q \leqslant \leqslant 20\,000$ W/m²; $t_{menţ} = 0{,}25\ (t_{q=ct} + t_{T_C=ct})$

— pentru valori ale fluxului termic: $q > > 20\,000$ W/m²; $t_{menţ} = (0{,}3-0{,}4)\ (t_{q=ct}) + t_{T_C+ct})$*

Un exemplu de calcul pentru condiţiile în care s-a efectuat experimentul poate fi Intr. FAUR S.A. Bucureşti.

Încărcătura este formată din 13 axe (41MoCr11) cu dimensiunile Ø80 × 1650 mm, încălzite în vederea normalizării într-un cuptor cu vatră mobilă ($P_i = 96$; kW $\Delta P = 0{,}6$; $P_i = 57{,}6$ kW; $F_C = 14{,}34$ m²) la temperatura de 820°C ($T_C = 850$°C).

Încărcătura a fost aşezată pe un dispozitiv cu greutatea de 350 kg.

Metoda grafică

Se determină fluxul termic: $q = f(\Delta P, F_M) = 17454$ W/m².

Se determină temperatura: $T''_M = f(q, T_C) = 730$°C.

Se determină căderea de temperatură pe secţiunea încărcăturii (se calculează atunci cînd se doreşte cunoaşterea valorii acesteia), putîndu-se calcula funcţia ajutătoare F_I:

$$\Delta T = q \cdot X_c / 2\,\lambda$$

unde X este dimensiunea de calcul, iar $\Delta T = 9{,}4$°C;

$$F_I = f(\Delta P,\ T''_M) = 13,\ °/\text{kW} \quad \text{(fig. 5)}$$

Se determină timpul:

$$t_I = (G_S + G_d) \cdot C_p \cdot F_p = (270 + 350) \cdot 0{,}15 \cdot \approx 10^{-3} \cdot 13 = 1{,}21\ \text{h}$$

Se determină funcţiile ajutătoare $F_{II} = f(T''_M,\ T_C) = 48$, (fig. 6) şi $F_{III} = f(T_C) = 62$, (fig. 7).

Se determină valoarea medie a coeficientului global de cedare termică, α:

$$\alpha_{II} = \text{Cr}F_{II} = 4{,}6 \times 4{,}8 = 221,\ \text{W/m}^2\text{K}^4$$

$$\alpha_{III} = \text{Cr}F_{III} = 4{,}6 \times 62 = 285{,}2,\ \text{W/m}^2\text{K}^4$$

$$\alpha = \frac{\text{II} + \text{III}}{2} \approx 253,\ \text{W/m}^2\text{–}K^4$$

Se determină criteriul Biot:

$$B_i = \frac{\alpha X_C}{\lambda} = \frac{253 \times 0{,}04}{37{,}12} = 0{,}273$$

Se determină coeficientul de întîrziere, $m = f(B_i,$ formă geometrică$) = 0{,}905$ (tab. 1).

Se determină timpul t_{II}:

$$t_{II} = \frac{(G_S + G) \cdot C_p}{m \cdot \alpha \cdot F} \ln \frac{T_C - T''_M}{T_C - T'''_M} =$$

$$= \frac{620 \times 0{,}164}{0{,}905 \times 253 \times 3{,}3} \times \ln \frac{850 - 730}{850 - 820} = 0{,}19\ \text{h}$$

* *Obs.* În cazul produselor din oţeluri aliate de construcţii, timpul de menţinere calculat după metodologia amintită va fi majorat cu 0,2—0,25 ore.

Se determină timpul de menţinere, în vederea egalizării omogenizării chimice a austenitei :

$$t_{menţ} = 0{,}25\,(t_{q-ct} + t_{T_C-ct}) + 0{,}25 =$$

$$0{,}25(1{,}21 + 0{,}19) + 0{,}25 = 0{,}60 \text{ h}$$

Rezultă că şarja poate fi scoasă din cuptor după un interval de timp $t_I + t_{II} + t_{menţ} = 2{,}00$ h.

Metoda analitică

Se codifică valorile corespunzătoare parametrilor independenţi :

— temperatura cuptorului (x_1) : $x_1 = 1/125\,(850 - 825) = +0{,}2$;

— suprafaţa de schimb termic a cuptorului (x_2) :

$$x_2 = \frac{14{,}34 - 7{,}48}{6{,}64} = +1{,}0$$

— dimensiunea de calcul (x_3) :

$$x_3 = \frac{0{,}08 - 0{,}14}{0{,}11} = -0{,}545$$

— diferenţa dintre puterea instalată şi pierderile termice ale cuptorului (x_4) :

$$x_4 = \frac{57{,}6 - 143}{111} = -0{,}77$$

Se introduc valorile codificate în ecuaţia de regresie şi se calculează valoarea lui y :

$$y = 3{,}06 + 0{,}376 \times (+0{,}2) + 2{,}78 \times (+1) -$$

$$- 2{,}08 \times (-0{,}545) + 2{,}41 \times (-0{,}77) +$$

$$+ 2{,}56 \times (+0{,}2) \times (-0{,}77) - 1{,}90 \times (+1) \times$$

$$\times (-0{,}545) + 2{,}19 \times (+1) \times (-0{,}77) -$$

$$- 1{,}71 \times (-0{,}545) \times (0{,}77) = 2{,}08 \text{ h}$$

O încărcătură formată din trei axe (oţel 38MoCrAl09), cu greutatea de 600 kg (pe bucată) şi dimensiunea maximă (2R = 250 mm), este supusă încălzirii într-un cuptor cilindric vertical (C21) cu dimensiunile spaţiului util Ø 1000 × × 4000 mm, aflat iniţial la T°C = 930. Piesele sînt aşezate pe un dispozitiv cu greutatea de 400 kg şi o suprafaţă de schimb termic de 3,76 m² (caz concret solicitat de beneficiar în mod suplimentar cu ocazia experimentului de la Intr. FAUR S.A. Bucureşti). Se determină t_I, t_{II}, $t_{menţ}$ ($P_i = 280$ kW ; $\Delta P = 168$ kW).

Metoda grafică

Se determină :

$$q = 18625 \text{ W/m}^2 ; \; T''_M = 867°C ; \; F_I = 6{,}25$$

$$t_I = (3 \times 600 + 400) \times 0{,}16 \times 10^{-3} \times$$

$$\times 6{,}25 = 2{,}2 \text{ h}$$

$$\Delta T_{max} = 36{,}37°C ; \; F_{II} = 63 ; \; F_{III} = 80 ; \; \alpha_{II} =$$

$$= 290 \frac{W}{m^2K^4}$$

$$\alpha_{III} = 368 \text{ W/m}^2\text{K}^4 ; \; \alpha = 329 \text{ W/m}^2\text{K}^4$$

$$B_i = 1{,}25 ; \; m = 0{,}732$$

$$t_{II} = \frac{2200 \times 0{,}14}{0{,}732 \times 329 \times 9{,}02} \ln \frac{930 - 867}{930 - 910} =$$

$$= 0{,}19 \text{ h}$$

$$t_{menţ} = 0{,}25(2{,}2 + 0{,}19) + 0{,}25 = 0{,}847$$

$$t_I + t_{II} + t_{menţ} = 2{,}2 + 0{,}19 + 0{,}847 = 3{,}36 \text{ h}$$

Metoda analitică

$$x_1 = 0{,}84 ; \; x_2 = +0{,}76$$

$$x_3 = +1 ; \; x_4 = +0{,}225$$

Rezultă :

$y_{t_I+t_{II}} + t = 2{,}92$ h la care se adaugă

$0{,}2 \times 2{,}92 + 0{,}2 = 0{,}78$ h, deci un

total de 3,7 ore.

Dr. ing. Ştefania Gavriliu,
chim. Elena Şoptea
şi ing. Elena Enescu
I.C.P.E. Bucureşti

MATERIALE ELECTROTEHNICE OBŢINUTE PRIN PRELUCRAREA CHIMICO-METALURGICĂ A UNOR DEŞEURI METALURGICE*

CZ : 003.312 :628.544

Necesităţile crescînde de pulberi metalice fine pentru materiale conductoare şi magnetice sinterizate cu performanţe superioare în exploatare din industria electrotehnică solicită chimiei şi metalurgiei reorientarea cercetărilor, în vederea ridicării nivelului calitativ şi cantitativ al acestor materii prime devenite în ultimul timp tot mai căutate. În ţările ale căror industrii prelucrătoare şi consumatoare de astfel de materiale oferă cantităţi mari de deşeuri, una din soluţiile pentru rezolvarea parţială a acestei probleme este prelucrarea acestora prin procedee chimico-metalurgice pînă la pulberi şi reintroducerea lor în fabricaţia de piese sinterizate [1]—[2].

Lucrarea prezintă rezultatele cercetărilor privind recircularea unor componente deficitare din : deşeuri de materiale de contacte electrice de tip Ag—Ni, Ag—Ni—C, Ag—MeO (MeO = = CdO, CuO sau ZnO) ; şlamuri de la prelucrarea aliajelor magnetice pe bază de Fe—Co—Ni cu adaosuri de Al, Cu, Ti şi Nb ; şlamul îmbogăţit în Co rezultat după recuperarea W din aliaje dure sinterizate pe bază de WC—Co.

Cercetările au vizat obţinerea unor amestecuri de pulberi coprecipitate chimic cu caracteristici granulometrice şi compoziţii cuprinse în limite controlabile.

Prepararea amestecurilor de pulberi prin coprecipitare chimică, faţă de amestecarea mecanică, prezintă avantajul obţinerii unor fineţi şi dispersii avansate care, la rîndul lor, creează premisa obţinerii unor caracteristici funcţionale optime la piesele finale.

Astfel, contactele electrice sinterizate cu structură fin dispersată de tip Ag—Ni, Ag—CdO, Ag—CuO, Ag—ZnO, obţinute din pulberi coprecipitate au capacităţi de stingere a arcului, rezistenţe la uzură electrică şi la sudură crescute de două—trei ori faţă de contactele obţinute din pulberi amestecate mecanic [3]—[4].

Pe de altă parte, în metalurgia magneţilor sinterizaţi, una din condiţiile de bază pentru obţinerea unor caracteristici magnetice optime este realizarea unui înalt grad al omogenităţii. La folosirea unor pulberi obţinute prin pulverizarea aliajelor topite sau prin măcinarea în mori a aliajelor, problema omogenizării este rezolvată prin difuzia rapidă a elementelor în topitură lichidă. Obţinerea aliajelor omogene prin sinterizarea componentelor pure în fază solidă este un proces complicat şi de lungă durată. De aceea, un mare interes îl prezintă obţinerea unor aliaje în pulberea iniţială. Această situaţie se poate rezolva prin folosirea unor amestecuri de pulberi uniform şi fin dispersate, preparate prin coprecipitarea metalelor şi tratamente termice speciale care duc la formarea de soluţii solide în aceste amestecuri metalice pulverulente. Astfel, reducerea oxalaţilor de Fe, Co şi Ni coprecipitaţi stă la baza obţinerii unor pulberi metalice magnetice cu unghi drept al curbei de histerezis şi cîmpuri coercitive ridicate [5]—[7].

Alte condiţii importante impuse amestecurilor de pulberi recuperate sînt firesc legate de compoziţia chimică şi de puritate.

Materialele de contact sinterizate de tip Ag—Ni, utilizate în practică, au în compoziţie 10 . . . 40% Ni, restul %Ag, cele tip Ag—Ni—C, 0,5 . . . 50% Ni, 3 . . . 5% C, restul %Ag, iar cele tip Ag—MeO, 6 . . . 20% MeO, restul %Ag. Impurităţile sînt admise sub 0,2%. Creşterea impurităţilor peste aceste limite duce la înrăutăţirea conductibilităţii electrice şi a caracteristicilor funcţionale ale contactelor electrice.

Şi pentru pulberile magnetice, compoziţia şi puritatea sînt condiţii de bază pentru realizarea unor caracteristici optime. Totodată, cantităţi mici de impurităţi înrăutăţesc proprietăţile mecanice şi prelucrabilitatea materialelor. De aceea, cercetările în domeniul realizării pulberilor magnetice cu cîmp coercitiv mare tind spre obţinerea unor pulberi cît mai pure şi înlăturarea cît mai completă a C, S, O şi N (0,03 . . . 0,001%).

Recircularea componentelor metalice din deşeuri de materiale de contact pe bază de argint

Aceste deşeuri provin din procesul de fabricaţie fie sub formă de pulberi parţial oxidate şi impurificate cu 0,5 . . . 4% lianţi de granulare, lubrifianţi (alcool polivinilic, ulei, parafină, acid stearic, stearat de zinc), alumină sau nisip, fie sub formă de piese rebutate. O altă sursă de astfel de deşeuri o constituie piesele uzate, scoase din funcţiune. La colectarea acestora se face o departajare pe compoziţii.

* Lucrare prezentată la cel de-al X-lea Congres internaţional de inginerie chimică, echipament chimic şi design, CHISA, din 26—31 aug. 1990, Praga.

Tabelul 1

Caracteristicile chimice şi fizico-mecanice ale pulberilor Ag—Ni recuperate

Denumirea pulberii şi compoziţia scontată, %	Compoziţia chimică realizată, %			Proprietăţile granulometrice			
	Ag	Ni	impurităţi	D_{med}, μm	D_{max}, μm	densitatea liber vărsată, g/cm³	suprafaţa specifică BET, g/m²
Ag—Ni (90—10)	89,24	10,68	0,08	1,05	15	1,00	2,8
Ag—Ni (80—20)	90,05	19,80	0,15	1,60	14	1,04	2,4
Ag—Ni (70—30)	69,81	30,04	0,15	1,60	20	0,98	1,8
Ag—Ni (60—40)	61,25	38,66	0,09	2,1	20	1,08	1,6

Într-o primă etapă, deşeurile de pulberi se calcinează la 450°C, în scopul îndepărtării lianţilor şi lubrifianţilor volatili la această temperatură.

Recircularea deşeurilor pe bază de Ag—Ni *şi* Ag—Ni—C

Aceste deşeuri se supun unui flux de prelucrare după cum urmează: dizolvare în HNO_3 30%, cu un exces de 10% reactiv faţă de cantitatea necesară stoichiometric; evaporarea excesului de reactiv şi ajustarea pH-ului soluţiei la 5—5,5; filtrarea soluţiei; corectarea fracţiei molare Ni^{2+}/Ag^{+} cu $Ni(NO_3)_2$ sau $AgNO_3$ corespunzător compoziţiei dorite pentru materialul de contact; corectarea concentraţiei la 0,01 . . .1 M în $AgNO_3$, prin diluare cu apă; coprecipitarea oxalaţilor de Ag şi de Ni cu o soluţie de oxalat de amoniu 1 M, 5% exces de reactiv; reducerea oxalaţilor coprecipitaţi în H_2, la 420°C [8].

Randamentul de extracţie a componentelor metalice, Ag şi Ni din aceste deşeuri, este de 96—97%.

Caracteristicile pulberilor Ag—Ni recuperate, precum şi cele ale contactelor electrice sinterizate din acestea, sînt similare cu ale celor obţinute din materii prime pure (tab. 1 şi 2).

Pulberile recuperate trec integral prin sita cu diametrul ochiurilor de 32 μm, au o suprafaţă specifică mare, iar numărul mare de defecte de reţea conferă acestora o excepţională capacitate de sinterizare; contracţiile liniare ale pieselor presate la 2,5 tf/cm² şi sinterizate în hidrogen la 880°C sînt de 10—15%. Curbele de compresibilitate ale pulberilor Ag—Ni, cu 10—40% Ni recuperate, sînt prezentate în figura 1.

Microstructurile contactelor electrice prezintă nişte materiale sinterizate, omogene, sub forma unor matrice de Ag în care particulele de Ni sînt uniform şi fin dispersate (fig. 2).

Tabelul 2

Caracteristicile fizico-mecanice ale contactelor electrice sinterizate din pulberi Ag—Ni recuperate

Denumirea materialului	Densitatea, g/cm³	Duritatea, *HV*	Conductibilitatea electrică, m/Ω mm²	Rezistenţa la tracţiune, kg/mm²
Ag—Ni (90—10)	10,20	100	49	40
Ag—Ni (80—20)	10,00	110	44	44
Ag—Ni (70—30)	9,90	115	40	52
Ag—Ni (60—40)	9,70	120	36	57

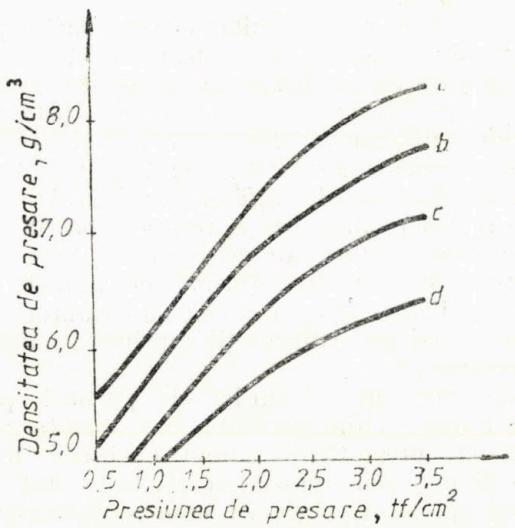


Fig. 1. Curbele compresibilităţii pulberilor Ag—Ni cu 10. . .40% Ni (*a*. . .*b*)

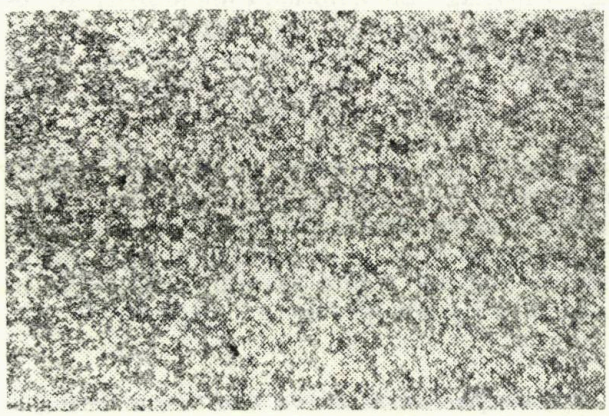


Fig. 2. Microstructura contactelor Ag—Ni (70—30); × 300

Tabelul 3

Caracteristicile chimice şi fizico-mecanice ale pulberilor Ag—MeO recuperate

Denumirea pulberii şi compoziţia scontată, %	Compoziţia chimică, %					Proprietăţile granulometrice			
	Ag	CdO	CuO	ZnO	impurităţi	D_{med}, μm	D_{max}, μm	densitatea liber vărsată, g/cm³	suprafaţa specifică BET, m²/g
Ag—CdO (90—10)	91,03	9,82	—	—	0,15	0,35	15	1,70	2,7
Ag—CuO (90—10)	89,15	—	10,70	—	0,15	0,30	25	1,75	1,85
Ag—ZnO (90—10)	89,03	—	—	10,82	0,15	0,60	25	1,3	1,90

Recircularea deşeurilor pe bază de Ag—MeO

Deşeurile de pulberi şi piese Ag—MeO se prelucrează după aceeaşi schemă cu cea descrisă la Ag—Ni şi Ag—Ni—C pînă la obţinerea soluţiilor pure de azotaţi.

Studiile anterioare privind reacţiile de coprecipitare a Ag cu Cd, Cu sau Zn sub formă de amestecuri de carbonaţi de tipul Ag_2CO_3—$-xMeCO_3-yMe(OH)_2 \cdot nH_2O$, precum şi cercetările termogravimetrice şi termodiferenţiale, privind calcinarea în aer a acestora, au permis stabilirea unor condiţii optime de realizare a amestecurilor de pulberi de tip Ag—MeO pentru contacte electrice sinterizate [9]—[10]. Acestea sînt aplicabile şi în cazul prelucrării soluţiilor pure de azotaţi din deşeuri, după cum urmează: coprecipitarea componentelor metalice cu o soluţie de Na_2CO_3 1 M, 10% exces de reactiv; calcinarea în aer a amestecurilor de carbonaţi la 450°C, cînd se obţine compoziţia Ag—MeO; purificarea de ioni de sodiu prin spălare cu apă distilată; calcinarea în aer a amestecului Ag—MeO, 450°C.

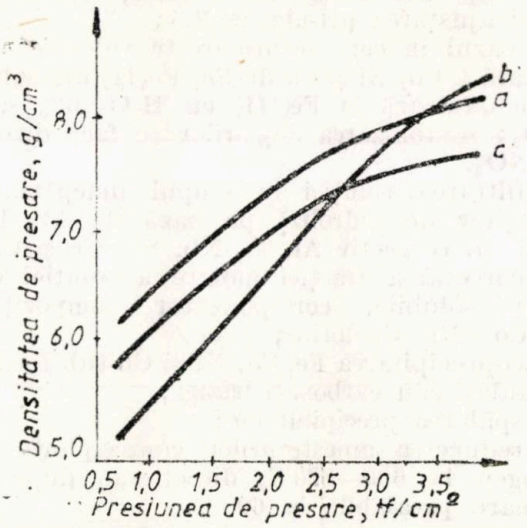


Fig. 3. Curbele compresibilităţii pulberilor: *a* — Ag—CdO (90—10); *b* — Ag—CuO (90—10); *c* — Ag—ZnO (90—10)

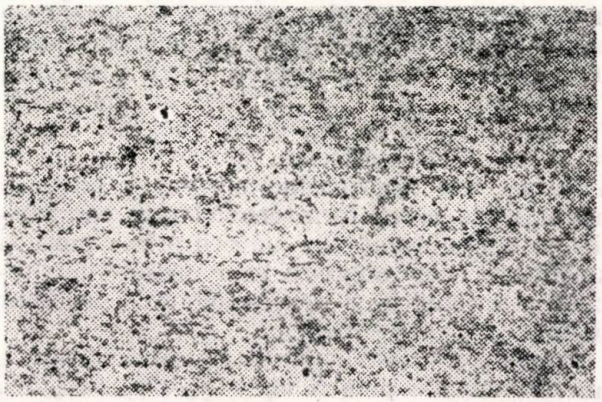


Fig. 4. Microstructura contactelor Ag—CdO (90—10); × 300

Randamentul de extracţie a Ag şi MeO este de 95—97%.

Caracteristicile pulberilor Ag—MeO recuperate, precum şi cele ale contactelor electrice sinterizate obţinute din acestea, sînt similare cu ale celor obţinute uzual (tab. 3 şi 4).

Pulberile recuperate trec integral prin sita cu diametrul ochiurilor de 45 μm. Compresibilităţile amestecurilor de pulberi Ag — MeO (90—10) sînt prezentate în figura 3. Pulberile, avînd fineţe şi dispersie avansate, au capacităţi foarte bune de sinterizare: contracţiile liniare ale pieselor presate la 3 tf/cm² şi sinterizate la 850°C sînt cuprinse în intervalul 3—4%. Microstructurile contactelor electrice sinterizate, obţinute din aceste pulberi recuperate, prezintă nişte materiale omogene, sub forma unei matrice de Ag, în care particulele de MeO sînt uniform şi fin dispersate (fig. 4).

Tabelul 4

Caracteristicile fizico-mecanice ale contactelor electrice sinterizate din pulberi Ag—MeO recuperate

Denumirea materialului	Densitatea, g/cm³	Duritatea, *HB*	Conductibilitatea electrică, m/Ω mm²
Ag—CdO (90—10)	10	95	45
Ag—CuO (90—10)	9,8	86	42
Ag—ZnO (90—10)	9,5	97	41

Recircularea unor componente metalice din șlamurile de la prelucrarea aliajelor magnetice pe bază de Fe—Co—Ni și a deșeurilor pe bază de carbură de wolfram

La prelucrarea prin șlefuire a unor magneți de tip Alnico cu sau fără adaosuri de Ti sau Nb (24% Co, 14% Ni, 8% Al, 3% Cu, restul %Fe sau 24—35% Co, 14—20% Ni, 8% Al, 3—6% Cu, max. 5% Ti, max. 2% Nb, restul % Fe) rezultă șlamuri și pilituri parțial oxidate și impurificate cu pînă la 60% materiale abrazive. După spălare, uscare și separare magnetică prealabilă, aceste deșeuri se supun unui proces de prelucrare chimico-metalurgică, în vederea recuperării componentelor metalice majoritare sub formă de amestecuri de pulberi coprecipitate (32% Co, 19% Ni, 4% Cu, restul % Fe sau 30% Co, 10% Ni, restul % Fe).

Dizolvarea deșeurilor se poate realiza cu HCl sau HNO_3, cînd în primă fază, în mediu puternic acid, componentele metalice trec în soluție.

În mediu de HCl concentrat, Fe, Co, Ni și Cu sînt în stare de oxidare (II). Prin evaporarea excesului de acid și creșterea pH-ului soluției, începe hidroliza Al(III), Ti(IV), Nb(V) și a Fe(III), care provine din oxidarea parțială a Fe(II). Oxidarea Fe(II) și la Fe(III) este accelerată de acțiunea catalitică a $CuCl_2$. La pH = = 3,4 — 4, hidroliza Fe(III) sub formă de $F(OH)_3$ are loc rapid. Creșterea mai departe a pH-ului duce și la separarea Cu.

La dizolvarea deșeurilor în HNO_3, Co, Ni și Cu sînt în stare de oxidare (II), iar Fe (III), separîndu-se din soluție sub formă de $Fe(OH)_3$ alături de ceilalți produși de hidroliză cu conținut de Al(III), Ti(IV) și Nb(V).

Coprecipitarea ionilor de Fe^{2+}, Co^{2+}, Ni^{2+} și Cu^{2+} se poate realiza atît sub formă de oxalați cît și ca hidroxizi sau carbonați bazici. Ionul Fe^{3+} nu precipită ca oxalat, dar cu NaOH sau Na_2CO_3 începe să precipite chiar în domenii scăzute de pH sub formă de $Fe(OH)_3$. Curbele de precipitare ale Co^{2+}, Ni^{2+}, Cu^{2+} arată valori mai mici ale pH-ului decît la precipitarea separată a hidroxizilor respectivi.

Prin dizolvări în acid, precipitări și spălări repetate, amestecurile de oxalați, carbonați sau hidroxizi se pot obține cu un grad avansat de puritate. Reducerea acestora pînă la fazele metalice se poate realiza în hidrogen la temperaturi și durate relativ scăzute.

Probele se reduc direct în H_2 sau după o calcinare prealabilă în aer sau mediu inert (N_2 sau Ar). Cercetările acestor procese au arătat că mecanismele de reacție sînt diferite de cele cunoscute la amestecurile mecanice de oxizi. Astfel, la calcinarea oxalaților de Fe—Co—Ni, coprecipitați, nu se formează soluții izomorfe de oxizi, ci Fe_3O_4 și faze metalice Co—Ni—Fe care, chiar dacă nu sînt soluții solide, sînt dispersii foarte fine ale acestor componente. La reducerea în H_2 a produșilor de descompunere a oxalaților coprecipitați, are loc numai reducerea Fe_3O_4 care este mult activată de prezența Ni și Co. Dacă în compusul supus procesului se află 10% Co, viteza de reducere a acestuia se apropie mult de cea a cobaltului din oxid. Oxizii de fier se reduc după scheme diferite, în funcție de temperatură. Astfel, la temperaturi în jur de 570°C, reacțiile vor fi : $Fe_2O_3 \rightarrow Fe_3O_4 \rightarrow Fe$. Pulberea de Fe obținută este foarte fină și cu multe defecte de rețea ($d_{med} = 0{,}22$ μm, $S_{sp} = 3{,}5$ m²/g și $d = 0{,}6 — 0{,}8$ g/cm³). La temperaturi mai mari de 610°C, reducerea decurge după schema $Fe_2O_3 \rightarrow Fe_3O_4 \rightarrow FeO \rightarrow Fe$. Pulberea rezultată are mai puține defecte și este mai grobă ($d_{med} = 0{,}8$ μm, $S_{sp} = 1$ m²/g, $d = 1 — 1{,}2$ g/cm³).

Pe baza considerentelor prezentate anterior, a fost adoptată următoarea schemă pentru deșeurile de la magneți de tip Alnico :

— dizolvarea la cald cu HCl 25%, 20% exces de reactiv ;

— evaporarea excesului de reactiv, reluarea cu apă și ajustarea pH-ului la 3,5 ;

În cazul în care se urmărește valorificarea separată a Co, Ni și Cu de Fe, Fe(II) din soluție se oxidează la Fe(III) cu H_2O_2 6% sau HNO_3 ; solubilizarea deșeurilor se face direct cu HNO_3.

— filtrarea soluției în scopul îndepărtării produșilor de hidroliză pe bază de Al, Ti, Nb și Si, respectiv Al, Ti, Nb, Si, Fe și Cu ;

— corectarea fracției molare a soluției cu săruri solubile, corespunzător compoziției Fe—Co—Ni—Cu dorite ;

— coprecipitarea Fe, Co, Ni și Cu sub formă de oxalați sau carbonați bazici ;

— spălarea precipitatelor ;

— reducerea amestecurilor coprecipitate în hidrogen la 600—820°C, direct sau după o calcinare prealabilă la 600°C.

Amestecurile de pulberi Fe—Co—Ni—Cu și Fe—Co—Ni obținute au o finețe și dispersii foarte avansate, fiind compatibile reintegrării în circuitul normal al producției de materiale magnetice sinterizate prin tehnici cunoscute [15]. Astfel, prin adăugarea a 26% prealiaj Fe—Al cu 68% Fe și 32% Al la compoziții Fe—Co—Ni—Cu cu 44,6% Fe, 19% Ni, 32,4% Co și 4% Cu, amestecare, presare, sinterizare și tratamente termomagnetice, pot fi obținuți magneți ale căror caracteristici sînt compatibile cu cele obținute din materii prime pure și superioare celor obținute prin metode de prelucrare mecanică și termomagnetică a unor deșeuri [1], [16]—[17].

Figura 5 prezintă curba de compresibilitate a amestecului de pulberi cu 24% Co, 14% Ni, 8% Al, 3% Cu, rest % Fe, iar figura 6 redă microstructura probelor sinterizate.

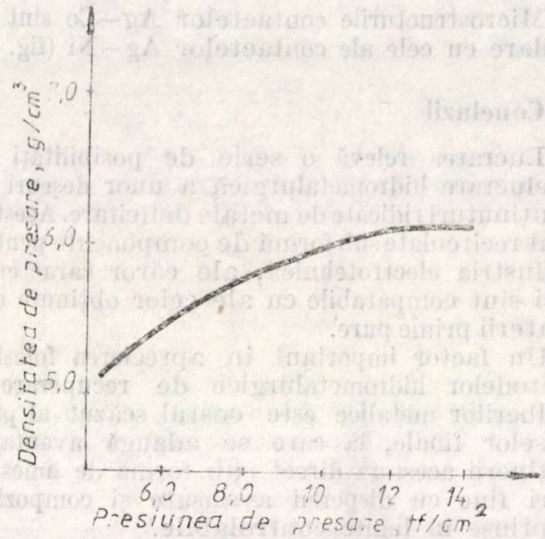


Fig. 5. Curba de compresibilitate a probei Fe—Co—Ni—Cu—Al

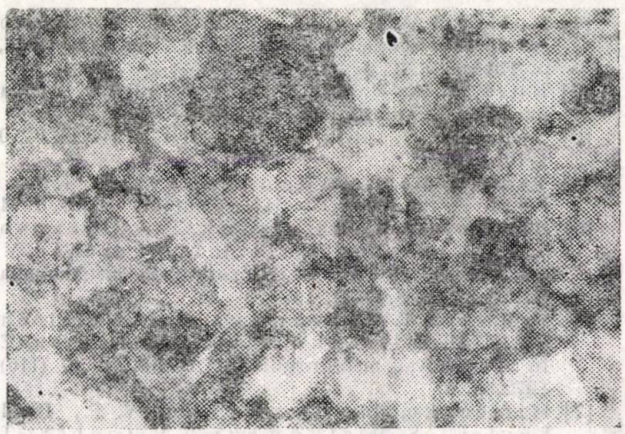


Fig. 6. Microstructura magneților sinterizați : Fe—Co—Ni—Cu—Al ; × 300

Pentru pulberile magnetice Fe—Co—Ni se optează pentru compoziția (60 :30 :10), deoarece în acest caz se realizează un cîmp coercitiv maxim, un coeficient Br/Bs = 0,5, ceea ce confirmă compoziții monodomeniale ale particulelor de aliaj Fe—Co—Ni. Cînd Co și Ni din aliaj sînt în proporții egale, proprietățile magnetice se înrăutățesc brusc. De asemenea, același lucru se întîmplă la creșterea granulației pulberilor.

O altă sursă pentru pulberea de Co o constituie șlamul rezultat de la separarea alcalină a deșeurilor de carburi sinterizate pe bază de WC—Co cu sau fără alte adaosuri de compuși refractari de tip TiC, TaC, NbC [18]. În acest șlam, cobaltul se află în cantități mici, legat sub formă de $CoWO_4$, și majoritar sub formă de oxid hidratat $Co_2O_3 \cdot xH_2O$, rezulzat în urma descompunerii ionului tetrahidroxocobaltic, $Co_2(OH)_4^{2-}$. Compoziția acestui șlam variază în funcție de natura deșeurilor prelucrate, fiind în general : 53—25%Co, restul % umiditate, TiO_2, Nb_2O_5, Ta_2O_5, Na_2O și WO_3.

După reducere și spălare, șlamul se dizolvă la cald în HNO_3 sau HCl 25%, cu 30% exces de reactiv față de cantitatea necesară stoichiometric. Excesul de acid se evaporă prin fierbere, se ajustează pH-ul soluției la 3—3,5, iar Co se precipită sub formă de oxalat și se reduce în H_2 la 420°C pînă la pulbere metalică.

Dacă în soluția ajustată după dizolvarea în HNO_3 se adaugă $AgNO_3$ în cantitate necesară obținerii unor soluții cu fracții molare Ag—Co (90—10), Ag—Co (80—20) sau Ag—Co (70—30), similar cu procesul descris la Ag—Ni, pot fi realizate amestecuri de puberi Ag—Co compatibile pentru contacte electrice sinterizate [8].

Dacă în soluția ajustată după dizolvarea în HNO_3 se adaugă $AgNO_3$ în cantitate necesară obținerii unor soluții cu fracții molare Ag—Co (90—10), Ag—Co (80—20) sau Ag—Co (70—30) similar cu procesul descris la Ag—Ni, pot fi realizate amestecuri de pulberi Ag—Co compatibile pentru contacte electrice sinterizate [8].

Randamentul de extracție al Co este de 75—80%. Pulberile de Co și Ag—Co recuperate se prezintă sub formă de particule fine cu dispersie avansată și capacitate mare de sinterizare ; contracțiile liniare ale pulberilor presate la 1,5 tf/cm² și sinterizate la 900°C sînt de 15—18%. Curbele de compresibilitate ale pulberilor Ag—Co cu 10...40% Co sînt prezentate în figura 7.

Tabelul 5

Caracteristicile chimice și granulometrice ale pulberilor de Co și Ag—Co recuperate

Denumirea pulberii și compoziția scontată, %	Compoziția chimică realizată, %			Proprietățile granulometrice			
	Co	Ag	impurități	D_{med}, µm	D_{max}, µm	densitatea liber vărsată, g/cm³	suprafața specifică BET, g/m²
Co	99,79	—	0,21	1,9	32	1,03	2
Ag—Co (90—10)	9,09	90,70	0,21	1,46	20	0,90	2,80
Ag—Co (80—20)	19,70	80,09	0,21	1,32	20	0,95	2,30
Ag—Co (70—30)	3,69	69,10	0,21	1,60	20	0,94	1,89
Ag—Co (60—40)	39,76	60,03	0,21	1,75	20	1,05	1,60

Tabelul 6

Caracteristicile fizico-mecanice ale contactelor electrice sinterizate din pulberi Ag—Co recuperate din deşeuri

Denumirea materialului	Densitatea realizată, g/cm³	Duritatea, *HB*	Conductibilitatea electrică, m/Ωmm²
Ag—Co (90—10)	10,00	92	51,9
Ag—Co (80—20)	9,90	106	43,4
Ag—Co (70—30)	9,74	110	41,8
Ag—Co (60—40)	9,35	119	33,7

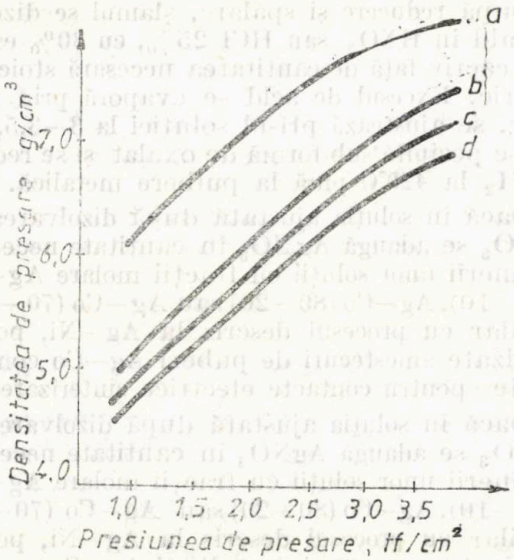


Fig. 7. Curbele de compresibilitate a pulberilor Ag—Co obţinute prin recuperarea deşeurilor cu 10...40 % Co (*a...d*)

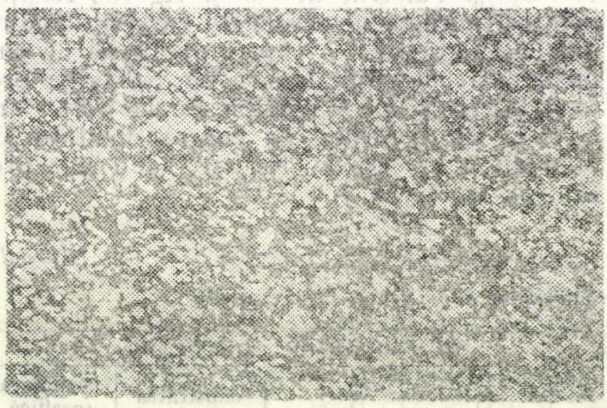


Fig. 8. Microstructura contactelor Ag—Co (80—20); × 300

Compoziţia chimică şi cîteva caracteristici granulometrice ale pulberilor recuperate, precum şi caracteristicile fizico-mecanice ale contactelor obţinute din acestea sînt prezentate în tabelele 5 şi 6.

Microstructurile contactelor Ag—Co sînt similare cu cele ale contactelor Ag—Ni (fig. 8).

Concluzii

Lucrarea relevă o serie de posibilităţi de prelucrare hidrometalurgică a unor deşeuri cu conţinuturi ridicate de metale deficitare. Acestea sînt recirculate sub formă de componente pentru industria electrotehnică, ale căror caracteristici sînt comparabile cu ale celor obţinute din materii prime pure.

Un factor important în aprecierea folosirii metodelor hidrometalurgice de recuperare a pulberilor metalice este costul scăzut al produselor finale, la care se adaugă avantajul obţinerii acestora direct sub formă de amestecuri fine cu dispersii avansate şi compoziţii cuprinse în limite controlabile.

BIBLIOGRAFIE

[1] Poliscik, A. I., Stoliar, V. F. In: Izv. vis. uceb. zaved. electromehanika, U.R.S.S., nr. 12, 1966, p. 1314.

[2] Burkin, A. R. În: Powder Metallurgy, Anglia, nr. 23, 1969, vol. 12, p. 243.

[3] Scheibe, H. Patent R.F.G., nr. 17, 1944, cl. C220, 1/10, 1975.

[4] Tschalakoff, I., Pantscheva, M., Kasukoff, F. Int. Conf. Electric, Contacts — Paris, 1974.

[5] Budkevici, V. V. Bolciuk, T. A., Ivanova L. I., Konciakovskaia, L. D., Skorohod, V. Uvarova, I. V. În: Poroskovaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 8, (164), 1976, p. 1.

[6] Schwetz, T. M., Ivanova, L. I., Melnicenko, Z. M., Miscenko, E. G., Nathanson, E. În: Poroskovaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 7 (115), 1972, p. 1.

[7] Himcenko, In., Vasilenko, V. P., Rodkevici, L. S., Mialkowski, V. V., Ciubari, T. Ghorgian, V. M. În: Poroskovaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 5 (173), 1975, p. 7.

[8] Gavriliu, Ştefania, Roman, P., Lungu, Paula, Dumitrescu, R. VIII Kontakt Tagung der D.D.R., 19—21 mai 1987, Karl Marx Stadt, s. 238.

[9] Gavriliu, Ştefania, Enescu, Elena, Cristescu, E., Roman, P. VIII Kontakt Tagung der D.D.R. 19—21 mai 1987, Karl Marx Stadt, s. 243.

[10] Gavriliu, Ştefania, Enescu, Elena Lungu, Paula, Roman, P. În: Revista de chimie, România, nr. 10, 1980, p. 987.

[11] Borok, B. A., Teplenko, V. G., Soloviero, Z. V. În: Poroskovaia metallurghiia, nr. 9 (69), 1968, p. 1.

[12] Psanicikin, P. A. Elektrotechnika, nr. 11, 1981, p. 21.

[13] Lenz, M. În: Neue Hütte, R.D.G., nr. 12, 1969, p. 731.

[14] Ritzow, R. În: Neue Hütte, R.D.G., nr. 5, 1964, p. 282.

[15] Heimke, G., Shimgrower, E. Z. Angew Phys., XV (3), 1963), p. 265.

[16] Altman, A. B., Gladyschew, P. A. Bericht über die II-Intern. Pulvermet. Tag. in Eisenach, Akademie Verlag Berlin 1962. p. 275.

[17] Hadfield, D. În: Powder Metallurgy, Anglia, nr. 3, 1979, p. 132.

[18] Gavriliu, Ştefania, Roman, P. *Seminar „Development and Use of Powder Metallurghy in Engineering Industries"*, R25, Minsk—U.R.S.S., mart. 1985

INFLUENȚA VARIAȚIEI SECȚIUNII CANALULUI DE DISTRIBUȚIE ASUPRA FLUIDITĂȚII DE TURNARE ÎN CAZUL REȚELELOR DE TURNARE CU PATRU ALIMENTATORI

Dr. ing. I. Ciobanu și ing. A. Crișan
Universitatea „Transilvania" Brașov

CZ : 621.746.01

În turnătorii se întîlnesc, în mod curent, rețele de turnare ramificate, cu mai mulți alimentatori, care alimentează piese diferite și care se ramifică din același canal de distribuție.

Astfel de rețele de turnare se utilizează în special la producția de serie în cazul turnării pieselor mici. În figura 1 sînt prezentate schematic trei rețele de turnare de acest tip, utilizate la turnarea unor piese din fontă cenușie.

Numărul pieselor alimentate simultan, din același canal de distribuție, depinde de dimensiunile și configurația pieselor și a modelelor, de dimensiunile ramelor de formare, de posibilitățile de amplasare a modelelor și a rețelelor de turnare pe plăcile portmodel, de poziția punctelor de atac etc. Este evident că, la turnarea prin astfel de rețele de turnare, fluiditatea de turnare a aliajelor are valori diferite în fiecare alimentator, datorită atît lungimii diferite a drumului parcurs de jetul de aliaj și a răcirii diferite a aliajului pînă la alimentatori, cît și vitezelor diferite pe care aliajul lichid le are în alimentatori. Ideal din punctul de vedere al calității pieselor turnate și al desfășurării procesului tehnologic de umplere a formelor este ca fluditatea de turnare să fie aceeași în toți alimemtatorii rețelei, astfel încît să se asigure condiții identice de umplere pentru toate piesele turnate într-o formă.

Probele clasice pentru determinarea fluidității de turnare (proba spirală, proba U) nu pot reproduce condițiile curgerii aliajelor prin rețele de turnare ramificate deoarece sînt prevăzute cu un singur canal destinat determinării fluidității de turnare, care este alimentat direct din piciorul pîlniei. Aceste probe nu permit să se pună în evidență influența asupra fluidității de turnare a elementelor constructive, specifice rețelelor de turnare ramificate, de tipul celor prezentate în figura 1 (de exemplu, raportul de convergență-divergență al rețelei de turnare, variația secțiunii canalului de distribuție pe lungimea acestuia, numărul alimentatorilor, distanța dintre alimentatori, unghiul alimentatorilor cu canalul de distribuție etc.).

În literatura de specialitate nu sînt semnalate studii în această direcție. De aceea, în cadrul laboratorului de turnătorie de la Universitatea „Transilvania" Brașov, s-au întreprins o serie de cercetări experientale cu scopul de a evidenția, din punct de vedere calitativ și eventual cantitativ, influența unor parametri constructivi ai rețelelor de turnare ramificate, cu mai mulți alimentatori asupra repartiției fluidității de turnare.

O primă serie de încercări a urmărit să evidențieze influența variației secțiunii canalului de distribuție, în lungul acestuia, asupra

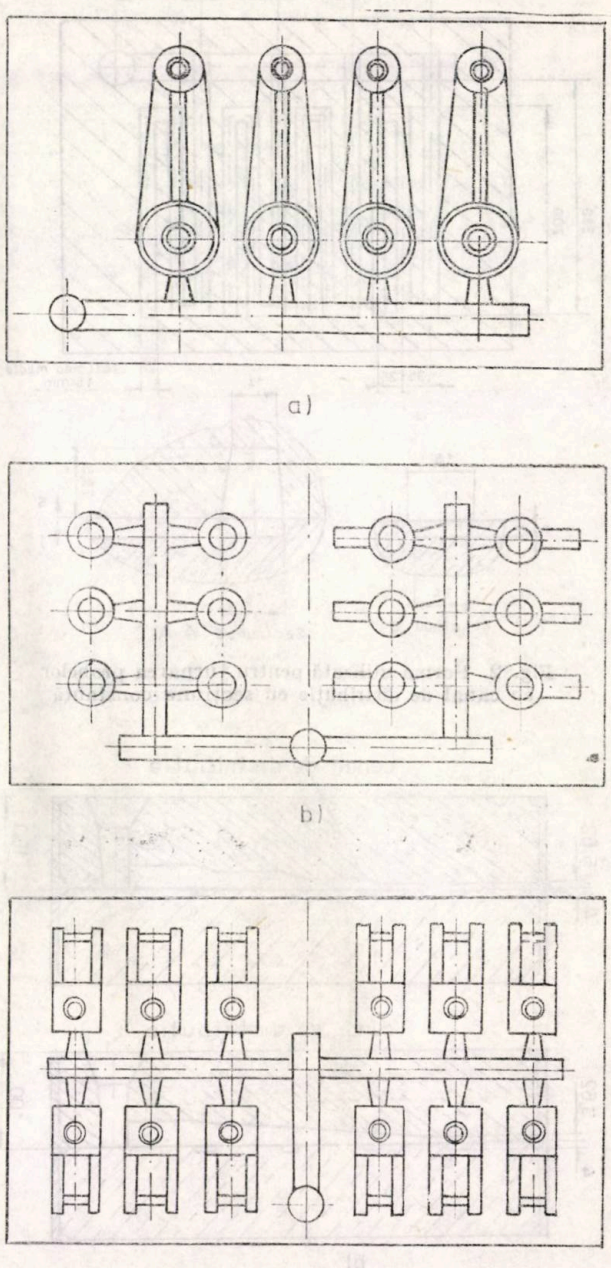


Fig. 1. Rețelele de turnare ramificate cu mai mulți alimentatori

repartiției fluidității de turnare în alimentatori. Studiul s-a efectuat asupra unei rețele de turnare cu patru alimentatori. În acest scop, s-a conceput o tehnologie bazată pe

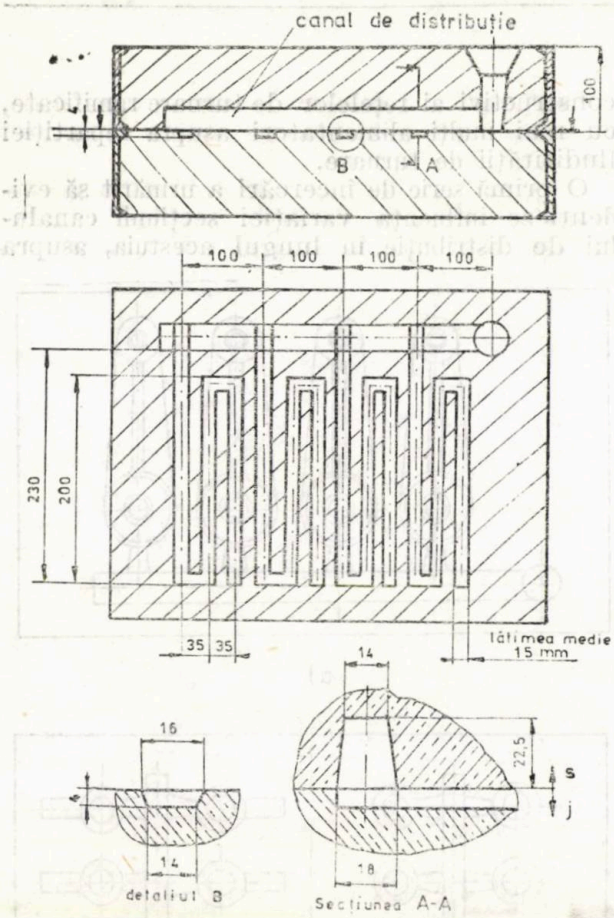


Fig. 2. Forma utilizată pentru turnarea probelor cu canal de distribuție cu secțiune constantă

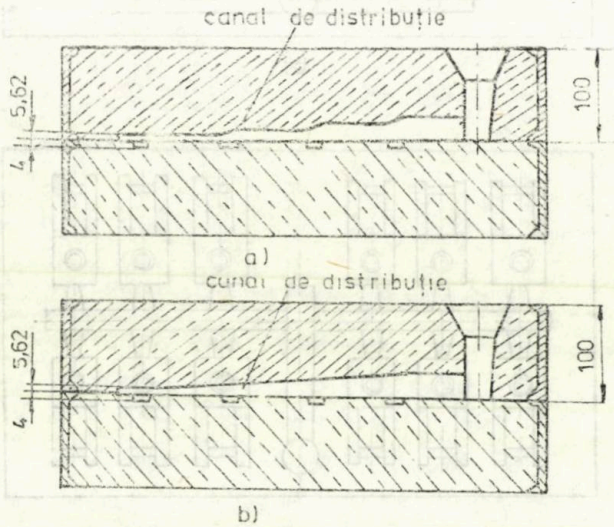
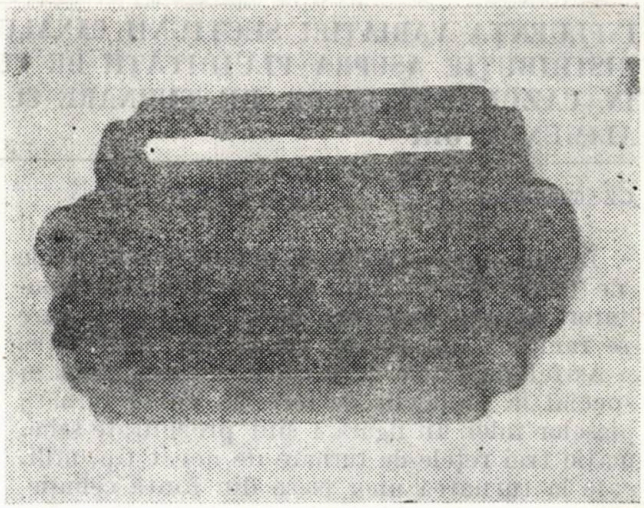


Fig. 3. Formele utilizate pentru turnarea probelor cu canal de distribuție cu secțiune variabilă : *a* — secțiune în trepte ; *b* — variație continuă a secțiunii



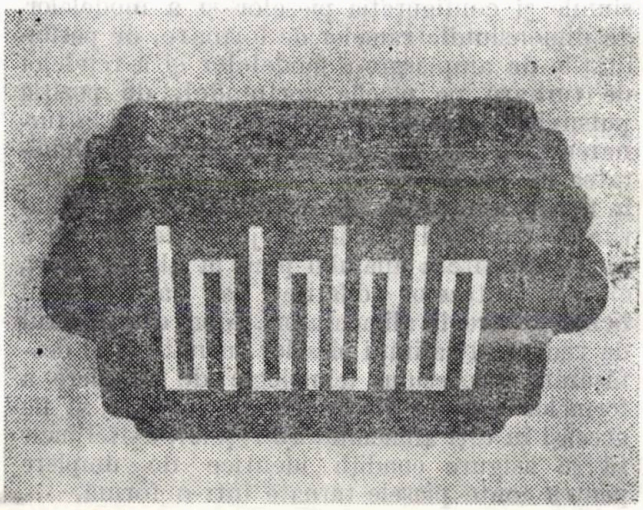


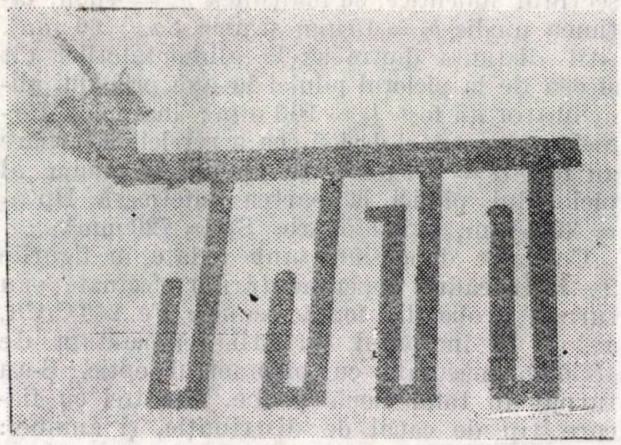
Fig. 4. Plăcile de formare utilizate la execuția formelor destinate determinărilor experimentale : *a* — placa inferioară ; *b* — placa superioară

principiul probelor pentru determinarea fluidității care constă în turnarea aliajului lichid printr-o rețea de turnare ramificată, compusă din pîlnie, piciorul pîlniei, canalul de distribuție și patru alimentatori, la care alimentatorii s-au prelungit sub forma unor canale de lungime mare și secțiune constantă, în vederea determinării fluidității de turnare.

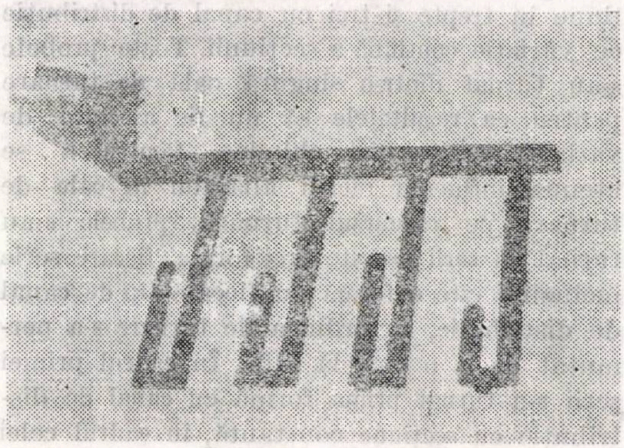
Influența variației secțiunii canalului de distribuție, asupra fluidității de turnare în cei patru alimentatori, s-a studiat pentru trei tipuri de canale de distribuție, și anume : canal de distribuție cu secțiune constantă pe toată lungimea canalului de variație în trepte a secțiunii și canal de distribuție cu variație continuă a secțiunii pe lungime.

Configurația și dimensiunile formelor utilizate în cadrul studiului experimental sînt prezentate în figurile 2 și 3, iar în figura 4

a)



b)



c)

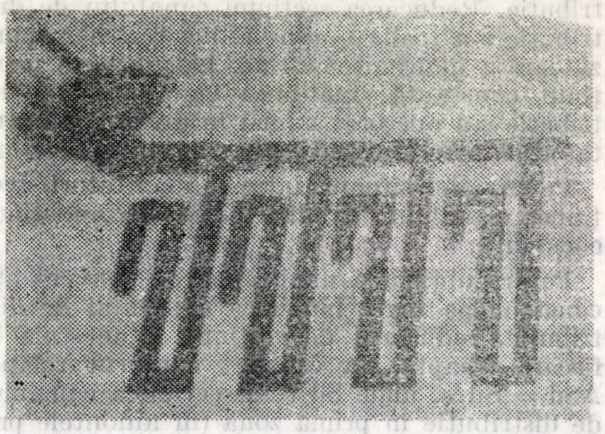
Fig. 5. Probele de fluiditate turnate în forme cu canal de distribuţie cu secţiune constantă

sînt prezentate plăcile portmodel, utilizate la executarea formelor cu canale de distribuţie în trepte.

Reţeaua de turnare cu canal de distribuţie cu secţiune constantă pe toată lungimea (fig. 2) s-a caracterizat printr-un raport de convergenţă al secţiunilor $Sp : S_a : 4Sa = 2 : 1{,}5 : 1$.

Trebuie menţionat faptul că acest raport de convergenţă corespunde numai primei zone a canalului de distribuţie, situată între piciorul pîlniei şi primul alimentator.

Pentru zonele următoare ale canalului de distribuţie, raportul de convergenţă este diferit (creşte), datorită micşorării numărului de alimentatori.



a)

b)

c)

Fig. 6. Probele de fluiditate turnate în forme cu canal de distribuţie cu variaţie în trepte a secţiunii

Rețeaua de turnare cu canal de distribuție în trepte (fig. 3, *a*) se caracterizează printr-o reducere a secțiunii canalului de distribuție în dreptul fiecărui alimentator, cu o valoare ΔSd, astfel încît raportul de convergență (raportul dintre secțiunea canalului de distribuție și secțiunea alimentatorilor situați în aval) să se mențină același în tot lungul canalului de distribuție. Reducerea secțiunii canalului de distribuție s-a realizat prin reducerea corespunzătoare a înălțimii acestuia. Lățimea s-a menținut constantă. Înălțimea canalului de distribuție s-a micșorat numai în dreptul alimentatorilor pe o lungime egală cu lățimea acestora

Pe zonele situate între alimentatori, secțiunea canalului de distribuție s-a menținut constantă.

Pentru obținerea unui raport de convergență constant pe toată lungimea canalului de distribuție, reducerea de secțiune a acestuia la fiecare treaptă s-a calculat conform relației $\Delta Sd = Sd/n$, unde Sd este secțiunea canalului de distribuție în prima zonă (în amontele primului alimentator), iar n este numărul de alimentatori. În cazul cînd înclinația de formare la pereții laterali ai canalului de distribuție este mică (3—5°), reducerea de secțiune se poate considera proporțională cu reducerea înălțimii acestuia, astfel încît reducerea înălțimii canalului de distribuție între două zone succesive se poate calcula cu o relație similară : $\Delta h_d = h_e/n$, unde h_d este înălțimea canalului de distribuție, în prima zonă, iar n numărul de alimentatori. Datorită necesității realizării unei prelungiri (nișe) pentru colectarea incluziunilor culese de vîrful rece al jetului de aliaj lichid, canalul de distribuție s-a continuat în avalul ultimului alimentator, renunțîndu-se la reducrea secțiunii în dreptul ultimului alimentator (ceea ce ar fi presupus ca aceasta să se termine brusc în dreptul ultimului alimentator).

Rețeaua cu canal de distrubție cu variația continuă a secțiunii (fig. 3, *b*) se caracterizează prin scăderea liniară continuă a secțiunii acestuia pe toată lungimea dintre primul și ultimul alimentator.

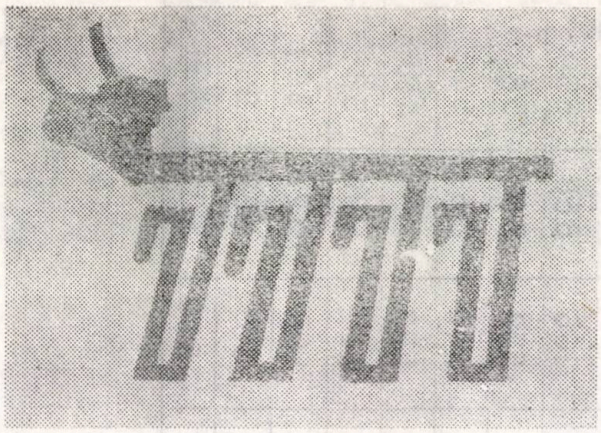
Reducerea secțiunii s-a realizat de asemenea prin scăderea înălțimii canalului de distribuție, lățimea acestuia menținîndu-se constantă. În prima zonă, între piciorul pîlniei și primul alimentator, secțiunea canalului de distribuție s-a menținut constantă avînd valoarea Sd egală cu a celorlalte două tipuri de canale de distribuție. Secțiunea prelungirii din avalul ultimului alimentator s-a menținut de asemenea constantă, avînd aceeași valoare ca ultima zonă de la rețeaua cu canal de distribuție cu variația în trepte a secțiunii, și anume Sd/n (unde Sd este secțiunea primei zone a canalului de distribuție, iar n numărul de alimentatori). Avînd în vedere faptul că la înclinații mici de formare, secțiunea se poate considera proporțională cu înălțimea canalului de distribuție, la acest tip de canal înălțimea canalului de distribuție a scăzut continuu liniar de la h_d, în amontele primului alimentator, la h_d/n, în avalul ultimului alimentator. Această reducere de secțiune a urmărit ca raportul de convergență dintre secțiunea canalului de distribuție situată în amontele fiecărui alimentator și secțiunea alimentatorilor situați în aval să fie același pe toată lungimea canalului de distribuție.

Cu excepția canalelor de distribuție, celelalte elemente constructive ale formelor utilizate în cadrul încercărilor au avut configurații și dimensiuni identice. Astfel, alimentatorii au avut secțiuni indentice, cu înălțimea $h_a = 4$ mm, lățimea medie $b_a = 15$ mm și aria $Sa = 60$ mm^2. Atît distanța dintre axele alimentatorilor cît și cea de la piciorul pîlniei la axa primului alimentator au fost $l_a = 100$ mm ; înălțimea formei superioare și deci și cea a rețelei de turnare au fost $H = 100$ mm, iar diametrul minim al piciorului pîlniei la partea inferioară Dp = = 30,4 mm, avînd o arie Sp = 720 mm^2.

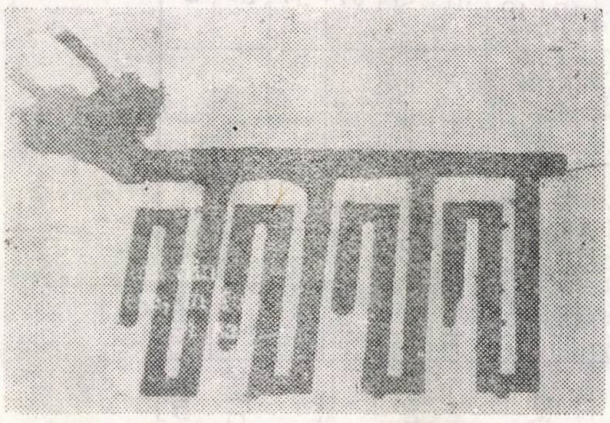
Celelalte dimensiuni sînt redate în figurile 2—4. În cadrul experimentărilor efectuate s-au turnat probe din fontă cenușie Fc 280 CrCu, avînd la începutul turnării temperatura de 1350°C, măsurată cu pirometrul optic. S-au turnat în total nouă probe, cîte trei cu fiecare tip de canal de distribuție, și anume : trei probe cu canal de distribuție cu secțiune constantă, trei cu canal de distribuție cu secțiune în trepte și trei cu canal de distribuție cu variație continuă a secțiunii. Toate probele s-au turnat dintr-o singură oală de turnare pentru ca rezultatele să nu fie afectate de variația compoziției chimice. Pentru a se atenua influența răcirii aliajului în oala de turnare pe parcursul turnării, probele s-au turnat în serii de cîte trei forme, fiecare serie incluzînd cîte o formă cu fiecare tip de canal de distribuție, iar ordinea de turnare s-a permutat de la o serie la alta. În cadrul primei serii s-a turnat prima formă cu canal de distribuție cu secțiune constantă, în cadrul celei de a doua serii s-a turnat prima formă cu canal de distribuție cu variație continuă, iar în cadrul celei de a treia serii s-a turnat prima formă cu canal de distribuție cu variație în trepte a secțiunii.

Influența variației secțiunii canalului de distribuție asupra repartiției fluidității de turnare în alimentatori s-a apreciat pe baza mediei valorilor înregistrate la cele trei probe de același tip.

a



b)



c)

Fig. 7. Probele de fluiditate turnate în forme cu canal de distribuţie cu variaţie continuă a secţiunii

În figurile 5 — 7 sînt prezentate probele de fluiditate turnate. Rezultatele măsurării fluidităţii la cele nouă probe turnate sînt prezentate în tabelul 1.

În figura 8 sînt redate, sub formă de histogramă, rezultatele fluidităţii medii pentru cele trei tipuri de canale de distribuţie studiate.

Analizînd rezultatele probelor se desprind următoarele observaţii :

— reţelele de turnare cu canal de distribuţie cu secţiune variabilă asigură valori mai mari ale fluidităţii de turnare la toţi cei patru alimentatori, comparativ cu probele cu canal de distribuţie cu secţiune constantă;

— dintre cele trei tipuri de canale de distribuţie, canalul de distribuţie cu variaţie continuă a secţiunii asigură cea mai mare fluiditate de turnare la toţi alimentatorii;

— la toate tipurile de canale de distribuţie, fluiditatea de turnare în ultimul alimentator este mai mică decît în alimentatorul penultim;

— la toate tipurile de canale de distribuţie, fluiditatea de turnare în primul alimentator este mai mică decît în alimentatorul următor (al doilea);

— la reţelele de turnare cu canal de distribuţie cu secţiune constantă se observă o tendinţă de creştere a fluidităţii de turnare o dată cu creşterea numărului de ordine al alimentatorilor de la piciorul pîlniei spre capătul opus (excepţie face ultimul alimentator);

— la reţelele de turnare cu canal de distribuţie cu secţiune variabilă se manifestă o tendinţă de scădere a fluidităţii de turnare o dată cu creşterea numărului de ordine al alimentatorilor de la piciorul pîlniei spre capătul opus (cu excepţia primului alimentator);

— la reţelele de turnare cu canal de distribuţie cu variaţie continuă a secţiunii se înregistrează o repartiţie uniformă a fluidităţii de turnare prin alimentatori, diferenţa relativă dintre valorile maxime şi minime, în raport cu valoarea medie, fiind cea mai mică;

— repartiţia neuniformă a fluidităţii de turnare prin cei patru alimentatori este pusă în evidenţă prin diferenţa relativă cea mai mare între valoarea maximă şi minimă, înregistrîndu-se la reţelele de turnare cu canal de distribuţie cu secţiune constantă.

Influenţa variaţiei secţiunii canalului de distribuţie asupra fluidităţii de turnare se explică prin influenţa pe care o are variaţia secţiunii canalului de distribuţie asupra răcirii aliajului şi asupra vitezei de curgere în lungul canalului de distribuţie, precum şi asupra repartiţiei presiunii statice a aliajului în lungul canalului de distribuţie, presiune de care depinde viteza de curgere a aliajului în alimentatori.

În lucrarea [1], cu privire la curgerea aliajelor lichide prin reţelele de turnare ramificate, s-a pus în evidenţă faptul că viteza de curgere a aliajului lichid în canalele de distribuţie cu secţiune constantă scade brusc în dreptul fiecărui alimentator.

Această scădere determină creşterea presiunii statice în avalul alimentatorilor şi determină, la rîndul ei, creşterea vitezelor de alimentare în alimentatorii mai îndepărtaţi de piciorul pîlniei, ceea ce explică fluiditatea de turnare mai mare în aceşti alimentatori.

Tabelul 1 Rezultate experimentale

Nr. crt.	Raportul secțiunilor Sp : Sd : Sa	Tipul canalului de distribuție	Numărul de ordine al alimentatorului „i"	Lungimea spiralei de fluiditate „l_i"					Fluiditatea medie în rețea $l_{med} = \frac{1}{4}\sum_{1}^{4} l_i$	Neuniformitatea relativă $\Delta l_r = \frac{\Delta l_{max}}{l_{med}} \cdot 100$
				Simbol	Proba 1	Proba 2	Proba 3	Media probelor		
–	–	–	–	–	mm	mm	mm	mm	mm	%
1	2 : 1,5 : 1	Secțiunea Sd constantă	alimentator 1	l_1	394	469	384	416	440,25	13,17
			alimentator 2	l_2	377	514	387	426		
			alimentator 3	l_3	397	554	470	474		
			alimentator 4	l_4	339	541	455	445		
2	2 : 1,5 : 1	Secțiunea Sd variabilă în trepte	alimentator 1	l_1	542	566	568	559	573,5	8,89
			alimentator 2	l_2	586	578	586	584		
			alimentator 3	l_3	540	542	552	545		
			alimentator 4	l_4	493	533	461	496		
3	2 : 1,5 : 1	Secțiunea Sd cu variație continuă	alimentator 1	l_1	533	627	596	585	572,25	6,99
			alimentator 2	l_2	547	604	623	591		
			alimentator 3	l_3	518	583	586	562		
			alimentator 4	l_4	517	536	601	551		

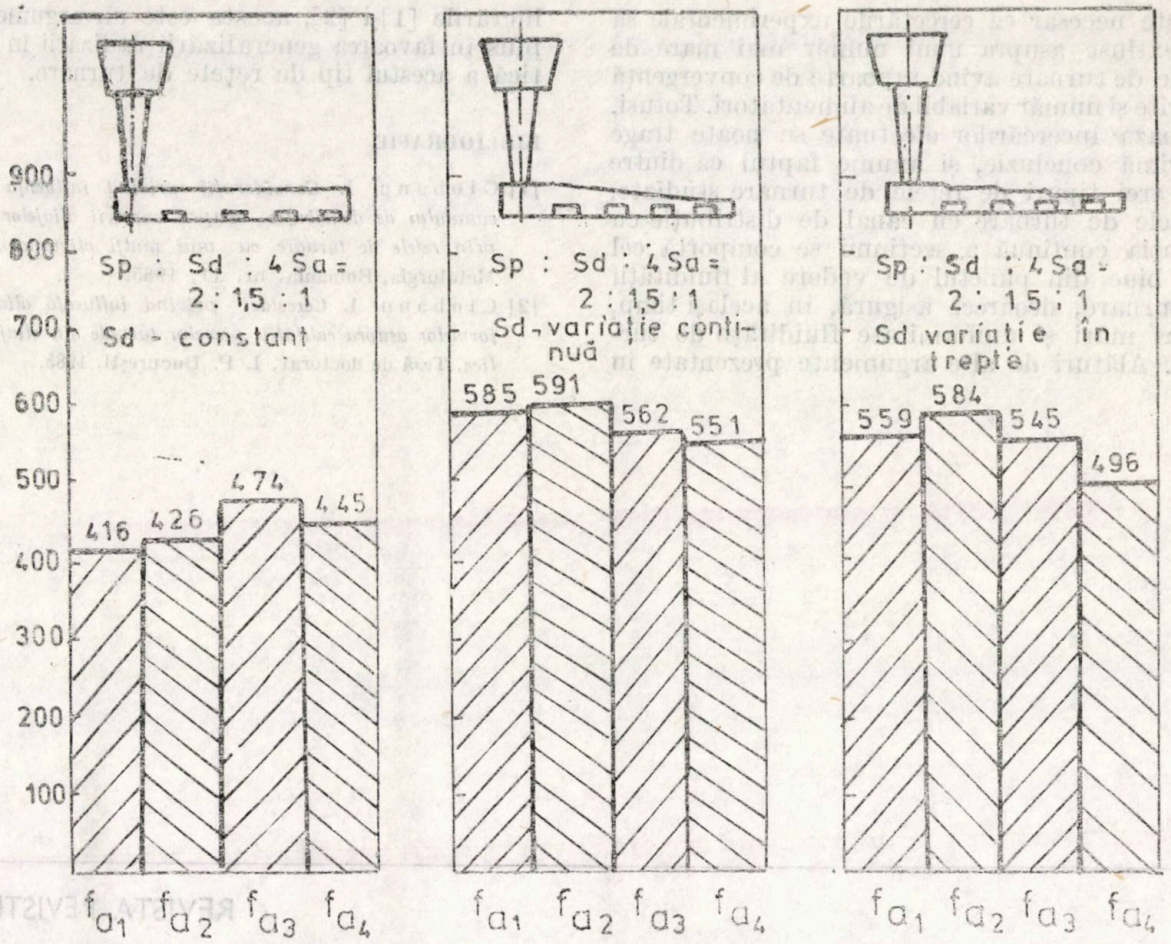


Fig. 8. Fluiditatea de turnare medie în fiecare alimentator pentru cele trei tipuri de canale de distribuție

Ultimul alimentator face excepție de la această tendință, fluiditatea de turnare în acest alimentator fiind totuși mai mică decît în alimentatorul precedent. Aceasta se explică prin răcirea mult mai accentuată a vîrfului jetului de aliaj în canalul de distribuție în comparație cu restul aliajului, ceea ce face ca în ultimul alimentator efectul de scădere a fluidității de turnare, cauzat de scăderea temperaturii, să fie mai mare decît efectul de creștere a fluidității de turnare, determinat de creșterea vitezei în alimentatori.

În cazul canalelor de distribuție cu secțiune variabilă, presiunea statică în lungul canalului de distribuție este mult „mai" uniformă [1], ceea ce determină valori „mai" uniforme ale vitezelor de alimentare. La aceste rețele de turnare (cu canal de distribuție cu secțiune variabilă) se manifestă o tendință de scădere a vitezelor de alimentare la alimentatorii mai îndepărtați de piciorul pîlniei [1], ceea ce explică scăderea fluidității de turnare în acești alimentatori. Neuniformitatea mai mare a fluidității de turnare la rețelele cu canal de distribuție în trepte se explică prin aceea că, la această tendință, se adaugă un efect mai mare de scădere a fluidității în ultimul alimentator, cauzat de o răcire mai accentuată a vîrfului jetului de aliaj.

Valorile mai mari ale fluidității de turnare la rețelele cu canal de distribuție cu secțiune variabilă se explică prin viteze mai mari de curgere a jetului atît în lungul canalului de distribuție, cît și în alimentatori.

Viteza de curgere mai mare în canalul de distribuție se datorește reducerii secțiunii acestuia, simultan cu scăderea debitului în dreptul alimentatorilor. Viteza de curgere mai mare în canalul de distribuție face ca durata de contact a vîrfului jetului cu pereții canalului de distribuție să fie mai mică, astfel încît este posibil ca răcirea acestuia să fie chiar mai puțin accentuată decît în rețelele cu canal de distribuție constant. În plus, la rețelele cu canal de distribuție cu secțiune variabilă, durata de tranziție de la începutul turnării, în care rețeaua de turnare se umple complet cu aliaj lichid, este mai mică, datorită volumului mai mic al rețelei. Ca urmare, presiunea metalostatică în dreptul alimentatorilor atinge valoarea maximă într-un timp mai scurt, ceea ce are efect favorabil asupra fluidătții de turnare.

Este necesar ca cercetările experimentale să fie extinse asupra unui număr mai mare de rețele de turnare avînd rapoarte de convergență diferite și număr variabil de alimentatori. Totuși, pe baza încercărilor efectuate se poate trage o primă concluzie, și anume faptul că dintre cele trei tipuri de rețele de turnare studiate, rețelele de turnare cu canal de distribuție cu variația continuă a secțiunii se comportă cel mai bine din punctul de vedere al fluidității de turnare, deoarece asigură, în același timp, valori mari și uniformitate fluidității de turnare. Alături de alte argumente prezentate în lucrările [1]și [2], acesta este un argument în plus în favoarea generalizării utilizării în practică a acestui tip de rețele de turnare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ciobanu, I. *Considerații privind influența formei canalului de distribuție asupra curgerii aliajelor lichide prin rețele de turnare cu mai mulți alimentatori.* În: Metalurgia, România, nr. 11, 1985.

[2] Ciobanu, I. *Cercetări privind influența alimentării formelor asupra calității pieselor turnate din aliaje metalice.* Teză de doctorat, I. P. București, 1985.

REVISTA REVISTELOR

METALURGHICESKAIA I GORNORUDNAIA PROMIȘLENNOST, U.R.S.S., 1990, nr. 3

Cauzele depășirii consumului de cocs, la furnalele din U.R.S.S., p. 2

Condiții de desulfurare în furnal în cazul funcționării cu cocs obținut din cărbuni de Donețk și Gruzia, p. 3

Înălțimea furnalelor, p. 4

Studierea procedeelor de obținere a fontei sintetice de turnătorie cu utilizarea ferosiliciului, p. 6

Studierea influenței alcaliilor asupra proprietăților fizico-chimice ale cocsului metalurgic, p. 8

Metode industriale de control al distribuției curentului de gaze în furnal, verificarea experimentală a acestora, p. 9

Asimilarea regimului de intensificare a elaborării în cuptoare Martin, folosind pentru suflarea în adîncime lăncile înclinate cu duze amplasate coaxial pe două rînduri, p. 12

Turnarea lingourilor pentru electrozi consumabili de retopire electrică sub zgură, p. 13

Perfecționarea tehnologiei de elaborare a oțelului necalmat pentru benzile de țevi, p. 15

Particularitățile fabricării metalului decapat laminat la cald în condițiile secției de laminare la rece, p. 16

Particularitățile fabricării benzilor laminate la cald și la rece pe liniile de laminare a tablei de la Combinatul metalurgic Karaganda, p. 17

Mărirea eficienței reglării automate a parametrilor procedeului de laminare a tablei, p. 19

Perfecționarea procedeului de fabricație a țevilor carbon sudate electric, p. 21

Perfecționarea regimurilor de încălzire a lingourilor la laminarea țevilor fără sudură, p. 22

Studierea influenței deformării la rece asupra structurii și proprietăților țevilor sudate electric din oțel 08In, p. 23

Interconexiunea neomogenității chimice cu particularitățile cineticii transformărilor fazice a tablei din oțel 27SGTL, p. 24

Influența adaosurilor de microaliere în oțel 09G2S asupra proprietăților mecanice ale laminatului, p. 26

Elaborarea unei tehnologii avansate de tratament termic care asigură îmbunătățirea calității bilelor de mori cu diametrul de 60 și 80 mm, p. 28

Studierea sistemului modernizat de mecanisme hidraulice cu supape la dispozitivul de încărcare fără con, p. 44

Algoritm de optimizare a duratei de diagnosticare a utilajului, p. 50

Particularitățile tehnologice ale creșterii rezistenței pieselor care funcționează în condiții de sarcină de șoc, p. 52

Calculul momentelor unor forțe care apar la înclinarea lăncii cu argon scufundate în metal, p. 53

Îmbunătățirea funcționării din punct de vedere termic a cuptoarelor cu clopot cu mufă dreptunghiulară, p. 55

O rezervă importantă de îmbunătățire a economiei întreprinderilor metalurgice, p. 59

Aspecte economice de îmbunătățire a proprietăților de consum ale profilelor laminate prin finisarea acestora în întreprinderile metalurgice, p. 61

Realizarea subsistemului „Comandă" în întreprinderile metalurgice, p. 63

Bloc automatizat de comandă pentru sfărîmarea grosieră, p. 64

Complexe pentru elaborarea unor fracțiuni din oțel de calitate superioară, p. 67

Încercări industriale ale noului inhibitor de spumă la decaparea țevilor cu acid sulfuric, p. 71

Principii de realizare a mașinilor centrifugale orizontale pentru turnarea preselor cave, p. 76

CONTRIBUȚII PRIVIND CONDIȚIILE DE LUCRU NECESARE IN PROCESUL DE PRĂJIRE IN STRAT FLUIDIZAT A SULFURILOR METALICE *(Partea I)*

Ing. Mariana Daniela Nagy
Institutul Politehnic București

CZ : 546.221

Procesul de prăjire a sulfurilor se realizează industrial, cu precădere în strat fluidizat. Dintre avantajele pe care le prezintă tehnologia de prăjire în strat fluidizat se pot enumera : amestecarea intensivă a fazelor reactante, ceea ce duce la viteze mari ale proceselor de transfer ; valorile mari ale coeficienților de transfer de căldură între diverse puncte ale stratului, care permit realizarea ușoară a regimului izoterm de funcționare și reglarea fără dificultăți a temperaturii în strat ; valorile mari ale coeficienților de transfer de căldură între stratul fluidizat și suprafețele de schimb ; construcția simplă a reactoarelor ; folosirea particulelor solide de dimensiuni mici ; posibilitatea automatizării instalației.

În lucrare se prezintă o metodă de calcul care combină factorii de echilibru și stoichiometrici pentru stabilirea compoziției gazului de prăjire, domeniile de temperatură pentru stabilitatea oxizilor de cupru în timpul prăjirii, dependența acestor domenii de compoziția concentratului, aerul de prăjire și presiunea totală.

Reacția principală de prăjire

În timpul procesului de prăjire, temperatura se ridică datorită caracterului exoterm ($\Delta H < 0$) al reacției de oxidare a sulfurilor :

$$MS + 3/2O_2 = MO(s) + SO_2 \qquad (1)$$

Reacția (1) poate fi numită principala reacție de prăjire. La o anumită temperatură, procesul de prăjire devine foarte energic, ca urmare a faptului că la încălzirea sulfurii în aer, la un anumit moment, reacția de oxidare se accelerează și viteza devine foarte mare. În aceste condiții, căldura care se degajă este suficientă atît pentru reacțiile exoterme, cît și pentru a acoperi pierderile în mediul înconjurător (căldura pierdută prin radiație pentru încălzirea aerului înconjurător) și pentru a ridica temperatura sulfurilor care se oxidează.

Sulfurile constituie de fapt un foarte bun combustibil : pe un atom-gram de sulf, reacția de prăjire degajă cca 99 kcal pentru pirită, 99,3 kcal pentru PbS și 106 kcal pentru ZnS.

Deoarece în procesul de prăjire se produce SO_2, care se evacuează, reacțiile de oxidare a sulfurilor decurg de la stînga la dreapta, cu atît mai energic cu cît temperatura este mai mare și cu cît circulația aerului în cuptor este mai intensă.

Prin micșorarea vitezei de reacție, cantitatea de căldură care se degajă scade în unitatea de timp, iar la un anumit moment devine egală cu pierderile de căldură ; în acest moment arderea independentă a sulfurilor încetează.

De altfel, la toate temperaturile practicate la prăjire (între 500 și 1 200°C), poziția de echilibru a reacției (1) rămîne îndreptată spre dreapta.

O cunoaștere a vitezei acestei reacții este de o mare importanță pentru procesele de prăjire. Analize ale factorilor care influențează această viteză arată că viteza va crește rapid o dată cu creșterea temperaturii, fiind proporțională cu presiunea parțială a oxigenului la suprafața de reacție a particulei.

Datorită efectului de difuzie, presiunea parțială a oxigenului la suprafața particulei poate fi considerabil mai scăzută decît în volumul gazului de prăjire.

Pentru acest motiv, contactul intim dintre gaz-solid și viteza relativă înaltă dintre gaz și solid, care poate fi obșinută prin prăjrea în strat fluidizat, va realiza creșterea vitezei de reacție.

Viteza va fi proporțională cu aria suprafeței sulfurii metalice ; astfel, particula de dimensiune mai mică va permite o viteză mai rapidă pe unitatea de greutate.

La viteze de prăjre realizate practic, presiunea parțială a oxigenului în gazele de prăjire trebuie să fie menținută la același nivel limitat tot timpul. Chiar atunci cînd contactul gaz-solid este foarte bun, ca în prăjirea în strat fluidizat, conținutul de oxigen al gazului de prăjire nu trebuie să scadă sub o anumită valoare limită (de ex. 1%) ; altfel, viteza reacției principale de prăjire va deveni mică pentru operația practică.

Reacția în faza gazoasă

Faza gazoasă în timpul prăjirii sulfurilor metalice conține ca elemente : oxigen, sulf, azot, hidrogen și carbon.

Sulful a provenit din materialul alimentat destinat prăjirii ; oxigenul, azotul și hidrogenul au provenit din aer ; oxigenul și hidrogenul pot, de asemenea, să provină din încărcătură,

din apa utilizată la controlul temperaturii de prăjire. O cantitate mică de carbon poate să fie prezentă în faza gazoasă, provenită din conținutul de CO_2 din aer și de la descompunerea carbonaților din încărcătură.

Dacă se fac referiri din nou la gazele de prăjire, la mediul oxidant din natură, componenții stabili prezenți în faza gazoasă pot fi enumerați: O_2, SO_2, SO_3, N_2, H_2O și CO_2. Gazele CO, H_2, NH_3, H_2S, CS_2 și S_2 sînt instabile într-o atmosferă oxidantă și prin urmare vor fi prezente în cantități mici, care dispar în gazele de prăjire.

Dintre cei șase constituenți stabili există numai un echilibru important:

$$SO_2 + 1/2O_2 = SO \qquad (2)$$

Reacția (2) este exotermă. Energia liberă standard (de formare) este dată de Kelley (2) astfel:

$$\Delta G^\circ = -21600 + 2{,}305\ T \log T + 13{,}44\ T$$

Această ecuație a fost utilizată la calcularea valorii lui K_2 [constanta de echilibru a reacției (2)], folosită în calculele numerice din această lucrare.

La temperatură scăzută (sub 500°C), echilibrul reacției (2), în atmosferă oxidantă, este îndreptată predominant spre dreapta (SO_3 este stabil). Totuși, viteza reacției gazoase (2) este foarte lentă la aceste temperaturi, fiind indicat un catalizator la obținerea unor viteze apreciabile privind formarea SO_3 din SO_2 și O_2. La temperaturi mai ridicate (peste 700°C), echilibrul reacției (2) este deplasat spre stînga (SO_2 este mai stabil), dar vor fi prezente cantități limitate de SO_3. Mai mult decît atît, viteza acestei reacții este apreciabilă: peste 700°C, în special în prezența unor oxizi metalici, care sînt catalizatori pentru reacție, astfel încît gazele de prăjire să conțină, în apropierea echilibrului, porțiuni de SO_2 și SO_3.

Apa, azotul și bioxidul de carbon, elemente conținute în gazele de prăjire, acționează ca diluanți inerți la echilibrul fazei gazoase, reprezentat prin reacția (2).

Presiunea totală mai ridicată sau mai scăzută a volumului gazelor inerte la presiune constantă are efectul deplasării echilibrului reacției (2) spre dreapta, spre o cantitate mai mare de SO_3. Proporția de gaze inerte diluante trebuie să fie cunoscută în funcție de cantitățile de SO_2 și SO_3 existente.

Reacții în fază solidă

În completare la oxizii metalici simpli și sulfurile metalice nereacționate, solidele de prăjire pot conține MSO_4, $MO.MSO_4$, MSO_8, $MO.M_2O_3$ etc.

Sulfații metalici sînt constituenți obișnuiți ai procesului de prăjire. Echilibrul dintre sulfați și gazul de prăjire poate fi scris în oricare din aceste căi:

$$MSO_4 = MO + SO_3 \qquad (3)$$

sau

$$MSO_4 = MO + SO_2 + 1/2\ O_2 \qquad (4)$$

Nici una din aceste reacții nu este suficientă pentru descrierea unui echilibru complet, întrucît toate cele trei gaze (O_2, SO_2 și SO_3) sînt prezente. Pentru aplicarea corectă a metodei termodinamice la echilibrul sulfaților în procesul de prăjire, trebuie ca reacția (2) să fie rezolvată simultan cu oricare din reacțiile (3) sau (4). Din nou prezența diluanților inerți (N_2, H_2O și CO_2) va afecta gradul de disociere a sulfaților, datorită efectului lor asupra reacției (2).

Mulți sulfați descompuși în două sau mai multe etape și sulfați bazici sînt produși intermediari. Ca atare, echilibrul sulfaților în procesul de prăjire trebuie să fie calculat pentru fiecare etapă de descompunere.

Astfel:

$$2\ MSO_4 = MO.MSO_4 + SO_3 \qquad (5)$$

$$MO.MSO_4 = 2\ MO + SO_3 \qquad (6)$$

Reacția (6) va avea o constantă de echilibru ($K = P_{SO_3}$) mai mică decît reacția (5); sulfatul bazic se va descompune la temperatură mai ridicată decît sulfatul normal. Luînd în considerare regula fazelor se poate arăta că este imposibil ca trei solide MO, $MO.MSO_4$, MSO_4 să coexiste într-un sistem unde temperatura și presiunea totală sînt variabile independente. În consecință, o ardere (prăjire), care este în echilibru cu gazul de prăjire, se compune în totalitate din MSO_4, un amestec de MSO_4 și $MO.MSO_4$ în echilibru cu reacția (5), în totalitate din $MO.MSO_4$, un amestec de $MO.MSO_4$ și MO în echilibru cu reacția (6) sau în totalitate din MO.

Într-un sistem care conține SO_2 și MO este posibilă formarea sulfurilor metalice. Totuși, sulfurile metalelor comune sînt toate instabile la temperaturile de prăjire din practică (> 600°C), astfel încît acești compuși nu se găsesc în produsul prăjit.

Produsul prăjit conține oxizi complecși dintre care feriți ($MO.Fe_2O_3$) și silicați ($MO.SiO_2$). Acești componenți pot fi constituenți nedoriți în procesul de prăjire datorită solubilității lor scăzute în acid și dificultății reducerii la starea metalică. Formarea celor mai mulți din acești componenți din oxizi simpli este spontană, în sensul termodinamic la temperaturile de pră-

jire, iar echilibrul nu poate fi inversat conform condițiilor practice. Limitarea formării oxizilor complecși într-o prăjire poate fi realizată prin factorii care scad viteza de reacție solid-solid la temperatură mai scăzută, micșorînd timpul de staționare în procesul de prăjire.

Calcule de echilibru în prăjire

Calculele de echilibru pot fi aplicate cu folos la două aspecte ale performanței de prăjire. Acestea sînt : compoziția gazului de prăjire și proporția de sulfat în prăjit.

Efectul temperaturii, presiunii, analizelor de concentrat, proporția de aer la solidul alimentat, precum și îmbogățirea aerului cu oxigen, pot fi determinate prin metodele care vor fi prezentate în această lucrare.

Cu ajutorul calculelor se presupune că gazul de prăjire poate fi caracterizat printr-o singură compoziție și temperatură. Această condiție va fi realizată într-un strat fluidizat, unde amestecul intim are ca rezultat compoziția și temperatura gazului relativ uniforme.

Tabelul 1

Analizele concentratelor A și B

Elementele chimice	%	mol / mol Cu
Concentratul A		
Cu (sulfură)	48,0	1,0
Fe (ca sulfură)	11,0	0,261-a
S (ca sulfură)	21,0	0,868-b
H_2O (liber sau combinat)	5,0	0,368-c
CO_2 (carbonat)	3,0	0,090-d
Gaze inerte, SiO_2 etc.	12,0	—
Concentratul B		
Cu (ca sulfură)	17,3	1
Fe (ca sulfură)	31,5	2,07-a
S (ca sulfură)	36,2	4,15-b
H_2O (liber sau combinat)	5,0	1,02-c
CO_2 (carbonat)	3,0	0,25-d
Gaze inerte, SiO_2 etc.	7,0	

Obs. : **Concentratul A :** cupru ridicat, sulf scăzut, fier scăzut ;
Concentratul B : cupru scăzut, sulf ridicat, fier ridicat

Pentru studiul ilustrat se va considera prăjirea unui concentrat de tip Cu—Fe—S. În acest scop este important să se precizeze condițiile care vor produce CuO, deoarece numai oxidul simplu este solubil în acid, putînd permite un circuit închis : lesiere-electroliză. Un prăjit care constă din $CuSO_4$ ar putea solicita un mediu de acid sulfuric de curățire pentru circuitul lesiere-electroliză. O altă chestiune importantă este faptul că fierul conținut în prăjit, sub formă de Fe_2O_3, este o formă mai insolubilă decît sulfatul.

Baze stoichiometrice

Deoarece compoziția gazului de prăjire este determinată prin stoichiometrie, una din principalele variabile în practica prăjirii este proporția de aer la solidul alimentat.

În continuare, se pot considera unele calcule privind efectul ca atare al variabilelor ; stoichiometria va fi considerată în funcție de parametrii variabili, după cum urmează :

—Xmoli de aer cu o fracție de oxigen egală cu x : xX moli de oxigen ; (1 — x)X moli de gaze inerte (N_2, CO_2, H_2O);

—pentru fiecare X moli de aer, cantitatea de solid alimentat introdus este : un mol de cupru sub formă de sulfuri ; *a* moli de fier sub formă de sulfuri ; *b* moli de sulf sub formă de sulfură ; *c* moli de amestec (liber sau combinat) ; *d* moli de carbonați (în stare de descompunere).

Alegerea stoichiometriei în această manieră permite studierea efectului compoziției concentratului *a*, *b*, *c*, *d*, proporția de aer la concentrat *X* și îmbogățirea aerului în oxigen *x*.

Oxidarea inversabilă

Dacă se urmărește calcularea condițiilor de prăjire totală, schimbul în stoichiometria gazului în timpul prăjirii, exclusiv efectele echilibrului care vor fi considerate mai tîrziu, pot fi calculate astfel :

— Oxizii stabili ai cuprului și fierului, în condițiile prăjirii presupuse, sînt CuO și Fe_2O_3.

Deci, se presupune că reacțiile următoare se produc complet :

$$-1 : Cu + (0{,}5)O_2 = (1)\ CuO$$

$$-a : Fe + (0{,}75a)O_2 = (0{,}5\ a)Fe_2O_3$$

$$-b : S + (b)O_2 = (b)\ SO_2$$

$$N'_{O_2} = xX - (0{,}5) - (0{,}75a) - b$$

$$N'_{SO_2} = b$$

$$N'_I = (1 - x)X + c + d$$

unde N'_{O_2}, N'_{SO_2}, N'_I sînt numărul de moli O_2, SO_2 și gazele inerte, prezente în gazul de prăjire ca un rezultat al oxidării inversabile a concentratului alimentat.

Dacă se cere efectuarea calculelor pentru oxidarea parțială a sulfurilor, coefienții stoichiometrici din ecuațiile de oxidare inversabilă pot fi prestabiliți la orice valoare funcțională dorită.

Echilibrul gazului de prăjire în cazul de instabilitate a sulfaților

În această situație se va calcula schimbarea în compoziția gazului, care va avea loc atunci cînd orice direcție dorită a condițiilor de echilibru este impusă de performanța prăjirii. După cum s-a precizat, o reacție importantă care probabil apropie închiderea echilibrului în condițiile de prăjire practică este reacția (2). Dacă prăjirea este condusă la temperaturi relativ ridicate, unde sulfații nu sînt stabili, reacția (2) va afecta mai mult compoziția gazului de prăjire. Se va proceda în continuare la calcularea compoziției de echilibru a gazului în aceste condiții.

Se poate considera că ΔN reprezintă numărul de moli ai reacției (2), care are loc în direcție de la stînga la dreapta, în ordinea aducerii compoziției gazului de la valoarea N'_{O_2}, N'_{SO_2}, N'_I, la compoziția de echilibru N_{O_2}, N_{SO_2}, N_{SO_3}, N'_I.

Astfel:

$$N_{O_2} = xX - 0{,}5 - 0{,}75a - b - \Delta N/2$$

$$N_{SO_2} = b - \Delta N$$

$$N_{SO_3} = \Delta N$$

$$N_I = (1 - x)X + c + d$$

$$N_{total} = X - 0{,}5 - 0{,}75a - \Delta N/2 + c + d$$

Presiunea parțială de echilibru a O_2, SO_2 și SO_3 va fi dată de:

$$P_{O_2} = \frac{N_{O_2}}{N_{total}} \cdot P =$$

$$= \frac{(xX - 0{,}5 - 0{,}75a - b - \Delta N/2)P}{X - 0{,}5 - 0{,}75a - \Delta N/2 + c + d} \quad (a)$$

$$P_{SO_3} = \frac{N_{SO_2}}{N_{total}} \cdot P =$$

$$= \frac{(b - \Delta N)P}{X - 0{,}5 - 0{,}75a - \Delta N/2 + c + d} \quad (b)$$

$$P_{SO_3} = \frac{N_{SO_3}}{N_{total}} \cdot P =$$

$$= \frac{\Delta N \cdot P}{X - 0{,}5 - 0{,}75a - \Delta N/2 + c + d} \quad (c)$$

Valorile presiunilor parțiale redate de ecuațiile *a*, *b*, *c* pot fi acum rezolvate simultan, cu expresia pentru constanta de echilibru pentru reacția (2):

$$K_2 = \frac{P_{SO_3}}{P_{SO_2}^3 \cdot P_{O_2}^{1/2}} \quad (d)$$

Dacă stoichiometria inițială (X, x, a, b, c, d), temperatura (care determină valoarea lui K) și presiunea totală *P* sînt stabilite prin valori numerice, atunci ecuațiile *a* prin *d* pot fi rezolvate simultan la cîmpul de valori ale lui ΔN, P_{O_2}, P_{SO_2}, P_{SO_3}.

Soluția generală a acestor ecuații este:

$$K_2 =$$

$$= \frac{N(X - 0{,}5 - 0{,}75a - \Delta N/2 + c + d)^{1/2}}{(b - \Delta N) \cdot (xX - 0{,}5 - 0{,}75a - b - \Delta N/2)^{1/2}} \quad (e)$$

Ecuația (*e*), complexă, este simplificată considerabil atunci cînd sînt substituite valorile numerice, iar ΔN poate fi ușor determinat prin calculul erorilor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Oprea, Fl. *Teoria proceselor metalurgice*, București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1966.

[2] Pavlov, K. F. ș.a. *Procese și aparate în ingineria chimică*, București, Ed. Tehnică, 1981.

[3] Davidson, Richardson, *Fluidized particles*, Cambridge, 1963.

[4] Conison, J. M., Richardson, *Cheamical engineering*, vol 1, Oxford, 1977.

[5] Max, Leva *Fluidization*, New York, 1959.

RECENZII

ZATULOVSKII S. S. şi MUDRUR L. A.: *„Fabricarea şi utilizarea alicelor metalice".* Moscova, Metallurghiia, 1988

În lucrare se prezintă principiile fizico-chimice şi tehnologiile de obţinere a alicelor metalice din aliaje feroase şi neferoase.

Astfel, în capitolul 1 se analizează principalele tehnologii de fabricare a alicelor metalice, precum şi procesele fizico-chimice care au loc la pulverizarea metalelor lichide, cinetica şi mecanismul de solidificare a alicelor, precum şi modul de obţinere a diferitelor forme de alice.

În capitolul 2 sînt analizate procesele metalurgice care au loc la fabricarea alicelor, şi anume : compoziţia chimică, metodele de control al calităţii alicelor, influenţa parametrilor tehnologici şi ai compoziţiei chimice asupra caracteristicilor mecanice şi calităţii alicelor, precum şi conţinutul de gaze (H, N, O) şi incluziunile din alice.

Schemele tehnologice şi utilajul de bază de fabricare a alicelor din fontă şi oţel sînt redate în capitolul 3.

În ultima parte a lucrării, capitolul 4, sînt prezentate domeniile de utilizare a alicelor metalice : curăţirea şi sablarea pieselor turnate ; turnarea în suspensie ; turnarea centrifugală şi continuă ; obţinerea pieselor turnate de tipul compozitelor ; sudarea unor piese prin intermediul alicelor granulare.

Lucrarea cuprinde peste 180 pagini şi 72 figuri, precum şi o bibliografie cuprinzătoare, fiind recomandată în special inginerilor tehnologi din turnătorii, precum şi celor care se ocupă cu utilizarea pulberilor metalice pe bază de fontă, oţel şi neferoase.

Prof. dr. ing. L. Sofroni
şi conf. dr. ing. C. Bratu
Institutul Politehnic Bucureşti

Conf. dr. ing. I. CHIRA: *„Tehnologia elaborării şi turnării aliajelor neferoase"*

Conturînd experienţa acumulată în turnătoriile din România şi de peste hotare în domeniul tehnologiei de elaborare şi turnare a aliajelor neferoase, această selectivă lucrare ne lămureşte pe deplin asupra principiilor tehnologice de importanţă industrială.

Lucrarea, structurată în cinci capitole, ne prezintă succint know-how-ul necesar realizării unor piese de înaltă calitate turnate din aliaje neferoase.

În primele două capitole sînt prezentate fenomenele termice şi fizico-chimice care au loc la elaborarea şi turnarea aliajelor neferoase, interdependenţa viteză de răcire — structură — proprietăţi, precum şi termodinamica şi cinetica chimică în strînsă legătură cu fenomenele interfaciale.

În capitolul III sînt expuse elementele tehnologice specifice turnării pieselor din aliaje neferoase.

Principiile şi elementele necesare proiectării şi utilizării cuptoarelor pentru elaborarea aliajelor neferoase de turnătorie sînt prezentate în capitolul IV.

Ultimul capitol tratează aliajele de bază neferoase utilizate în turnătorie în mod curent.

Această lucrare este prima din ţara noastră care reuneşte cunoştinţele de *„Bazele elaborării"* cu *„Tehnologia turnării"* aliajelor neferoase, scopul fiind obţinerea unor piese turnate bine cu consumuri reduse de materiale şi energie.

În concluzie, lucrarea trebuie să se dovedească de mare valoare pentru studenţii din anii terminali, pentru înţelegerea mai profundă a fenomenelor care au loc la elaborarea şi turnarea aliajelor neferoase.

De asemenea, lucrarea trebuie să demonstreze creşterea interesului specialiştilor pentru aliajele neferoase obţinute prin turnare.

Ing. I. Năstac
Institutul Politehnic Bucureşti

MANIFESTĂRI INTERNAŢIONALE

CONFERINŢA MONDIALĂ PRIVIND FONTELE BAINITICE

1991 World Conference on Austempered Ductile Iron

În perioada 12—14 martie 1991 a avut loc la Indian Lakes Resort, Bloomingdale, Chicago, Conferinţa mondială privind fontele bainitice, în organizarea American Foundrymen's Society, cu participarea şi sprijinul BCIRA (Anglia), Ductile Iron Society (S.U.A), Japan Ductile Cast Iron Association (Japonia), Asociacion Tecnica Espanola de Fundicion (Spania), Svenska Gjuteriforeningen (Suedia).

Preşedintele Comitetului de organizare a fost Bela Kovacs, un reputat specialist în domeniul fontelor bainitice, cu o bogată experienţă în cercetarea şi practica producerii pieselor de performanţă.

La lucrările acestei prestigioase manifestări ştiinţifice au participat peste 200 de specialişti din 20 de ţări, care au audiat 36 de lucrări de specialitate, care au acoperit practic toate aspectele referitoare la acest nou material.

Lucrările prezentate şi publicate în două volume, aflate la dispoziţia participanţilor, au abordat în marea lor majoritate (34) Fgn bainitică (Austempered Ductile Iron = A.D.I.). O singură lucrare s-a referit la Fgn bainitică (Austempered Compacted Graphite Cast Iron = A.C.I.) şi aceasta a provenit din România, în timp ce o altă lucrare, din Japonia, a tratat Fc bainitică (Austempered Gray Cast Iron = A.G.I.).

Referitor la Fgn bainitică (A.D.I.), lucrările prezentate au abordat o tematică diversă : stadiul actual şi perspectivele acestui material ; pabricularităţi ale formării structurii ; controlul structurii ; prelucrabilitate ; tenacitate ; rezistenţa la oboseală ; rezistenţa la uzură ; stabilitate termică ; experienţa de producere a pieselor ; condiţii de aliere ; standardizare.

Prin lucrările prezentate şi prin participarea la dezbateri şi discuţii au fost evidenţiate o serie de aspecte teoretice şi practice referitoare la fontele bainitice.

Contribuţii importante au fost aduse din partea unor instituţe de învăţămînt superior : prof. Carl Loper — Univ. Wisconsin, S.U.A ; prof. K. B. Rundman — Univ. Michigan, S.U.A. ; prof. E. Dorazil — Brno, Cehoslovacia ; prof. J. A. Sikora — Argentina ; prof. K. Nakamura — Univ. Kinki,

Japonia; prof. M. Takita — Univ. Nagoya, Japonia; prof. I. J. Vuorienen — Univ. Helsinki; prof. M. Grech — Univ. Malta; prof. Su Hua — Quin, China; prof. J. M. Schissler — Univ. Nancy, Franța; prof. R. C. Voigt — Univ. Penn State, S.U.A.; prof. T. Kobayashi — Univ. Toyohashi, Japonia.

De asemenea, o serie de reprezentanți ai unor institute și centre de cercetare din mai multe țări au prezentat lucrări de substanță privind Fgn bainitică: R. A. Harding, BCIRA, Anglia; B. V. Kovacs — AFC Technical Center, S.U.A.; T. Shiokawa, Japan Ductile Iron Assoc.; R. B. Gundlach — Climax Research Services S.U.A.

Deosebit de interesante au fost lucrările prezentate de o serie de firme de prestigiu în domeniul fontelor bainitice: Hitachi Metals — Japonia; Moldifer Foundry — Argentina; Chrysler Corporation (J. Panasiewicz) — S.U.A.; Ferromatrix Foundries — Belgia; Mazda Motor Corporation, Toyota Motor Co.; Sugiyama Chuzo Co, Japonia, Deere and Company, Applied Process Inc., Advanced Cast Products, S.U.A.

Din România a fost prezentată o lucrare referitoare la fonta cu grafit vermicular bainitică, evidențiindu-se caracteristicile de bază ale acestui nou material, în raport cu Fgn bainitică, deja cunoscută și cu o utilizare în continuă extindere. La sugestia organizatorilor a fost prezentată și cartea *„Fonta Bainitică"* (Ed. Tehnică, București, 1989), prima lucrare de acest gen care tratează pe larg fontele bainitice cu diferite forme de grafit: nodular, vermicular, coral, lamelar și în cuiburi (fonta maleabilă).

Prof. Carl Loper, raportorul general al conferinței, a prezentat în finalul acesteia concluziile importante, reieșite din lucrări și dezbateri, subliniind în principal următoarele: caracteristicile deosebite ale Fgn bainitice, la care silciul a fost înlocuit cu aluminiu; efectele favorabile ale transformării izoterme în trepte în domeniul bainitic; perspectivele deosebite ale Fgv bainitice, ca un nou material, cu utilizări specifice; necesitatea adoptării unei terminologii unanim acceptate, referitoare la structura acestor fonte, propunîndu-se termenul de „ausferită" care să caracterizeze structura bifazică formată din ferită și austenită, suprasaturată în carbon, rezultată în urma tratamentului termic; caracterizarea și îmbunătățirea prelucrabilității fontelor bainitice, prin acțiuni asupra compoziției chimice (aliere) și condițiilor de realizare a tratamentului termic; necesitatea continuării eforturilor pentru standardizarea acestor noi materiale, în prezent existînd două standarde: ASTM—A897—1990 în S.U.A. și JISG—5503—1989 în Japonia; rezultatele deosebite obținute de o serie de producători de piese din Fgn bainitică, comportarea acestora în exploatare și eficiența înlocuirii altor materiale cu cost mai ridicat (oțeluri aliate îndeosebi forjate, divers tratate).

S-a hotărît ca următoarea Conferință mondială referitoare la fontele bainitice să fie organizată în anul 1993.

În continuare, sînt prezentate lucrările conferinței, cu observația că acestea se află la Institutul Politehnic București, Catedra—Turnarea metalelor:

K. B. Rundman, S.U.A.: *FgnB — Un material în continuă dezvoltare*

R. A. Harding, Anglia: *Controlul austenitei remanente în FgnB*

E. Dorazil, M. Holzman, Cehoslovacia: *Comportarea la rupere a FgB*

T. Ueno, M. Suenaga, Y. Ishihara, E. Nakano, Japonia: *Caracterizarea FgnB prin măsurători magnetice*

J. A. Sikora, H. A. Dall'o, G. Uriburu, Argentina: *FgnB în Argentina*

— J. W. Dawson, Anglia — *Comportarea la găurire a FgnB cu diferite conținuturi de Ni, Mo, Mn*

J. Panasiewicz, G. Grupke, J. Huth, S.U.A.: *Experiența Chrysler în fabricația arborilor cotiți din FgnB*

K. Nakamura, H. Sumimoto, Y. Umeda, Japonia: *Influența austenitei asupra rezistenței la oboseală a FgnB*

F. Defoirdt, Belgia: *Utilizarea FgnB în turnătoriile Ferromatrix*

G. P. Faubert, D. J. Moore, K. B. Rundman, S.U.A.: *FgnB în piese cu pereți groși (studiu AFS)*

K. L. Hayrynen, C. T. Snow, D. J. Moore, K. B. Rundman, S.U.A.: *FgnB în piese cu pereți subțiri*

B. V. Kovacs, S.U.A.: *Influența elementelor de aliere și segregarea lor în FgnB*

N. S. Chang, C. C. Grupke, J. M. Tarajos, G. M. Dahl, S.U.A.: *Prelucrabilitatea FgnB pentru arbori cotiți (Chrysler)*

K. Okazaki, H. Asai, M. Tokuyoshi, H. Kusunoki, Japonia: *Utilizarea FgnB la producerea pieselor de automobile* (Mazda Motor Co)

M. Tada, T. Kurikuma, Y, Makimura, S. Mizuno, T. Sekiguchi, H. Ishikawa Japonia: *Fonte cenușii bainitice (AGI) cu capacitate ridicată de amortizare a vibrațiilor* (Toyota Motors Co.)

M. Takita, Y. Heda, K. Ohta, K. Naruse, H. Shiraki, H, Hirano, Japonia: *FgnB cu prelucrabilitate ridicată*

Chengjia, C., J. J. Vuorinen Finlanda: *Stabilitatea termică a FgnB*

M. Grech, Malta: *FgnB aliată cu Cu—Ni*

T. Shiokawa, Japonia: *Influența elementelor de aliere și a tratametului termic asupra FgnB* (Sugiyama)

Su Hua-Qin, Wang Qigni, Yan Mi, Guo Xinli, China: *Utilizarea FgnB în China*

A. Alagarsamy ,S.U.A.: *Condiții de turnare pentru obținerea FgnB* (Grede Foundries)

J. M. Schissler, Y. C. Liu, J. P. Chobaut, P. Brenot ,Franța: *FgnB cu bainită superioară, aliată Mn—Ni—Cu*

I. Riposan, M. Chișamera, România: *Fgv bainitică* (ACI)

N. D. Prasanna, M. K. Muralidhara, India: *Rezistența la uzare a FgnB*

R. Böschen, H. Bomas, P. Mayr, H. Vetters, Germania: *Rezistența la tracțiune și oboseală la FgnB*

R. C. Voigt, Chen-Hui Tu, Y. H. Lee, S.U.A.: *Date privind călibilitatea și gradul de aliere optim pentru FgnB*

S. M. A. Boutorabi, J. M. Young, V. Kondic, Anglia: *FgnB cu aluminiu* (în locul siliciului)

R. J. Christ, S.U.A.: *Stadiul actual al standardizării FgnB* (Deere and Co)

T. Kobayashi, H. Yamamoto, S. Yamada, Japonia: *Tenacitatea și rezistența la oboseală în cazul FgnB*

C. R. de F. Azevedo, L. Casciny, S. Futado, M. Boccalini, N. Goldenstein, Brazilia: *Finisarea grăunților de austenită din FgnB*

R. B. Gundlach, G. T. Eldis — *Transformări caracteristice în FgnB* (Climay Research Services)

M. Grech ,Malta: *Tratament termic în trepte pentru obținerea FgnB*

J. R. Laub, S.U.A.: *Utilizarea FgnB la Advanced Cast Products*

J. R. Keough, S.U.A.: *Dezvoltarea, producerea și utilizarea FgnB la Applied Process Inc.*

T. S. Lui, L. H. Chen, China: *Deformarea Fgn cu masă metalică bainitică, perlitică sau feritică*

Wei Bing-Qing, Liang Ji, Gao Zhi-Dong, Liu Bao-Kai, Wu De-hai, China: *O nouă FgnB pentru bile de măcinare*

Conf. dr. ing. I. Riposan
Institutul Politehnic București

La revistă au mai colaborat:

Traducători:

Ghinescu Tamara
Bogdan Diana
Ieremia Roxana
Ing. Florea Sabin

Corectori:

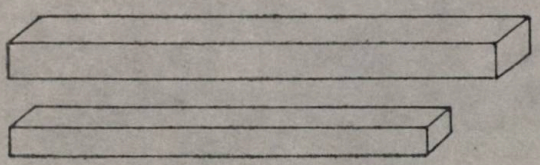
Roșu Rodica
Kuglay Ioana

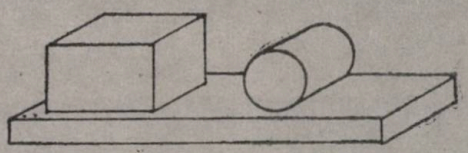
C.O.S. T. - S.A.
TÎRGOVIŞTE ROMANIA
CALITATE COMPETITIVITATE

PRODUCE
ŞI
LIVREAZĂ

BLOCURI SI BARE FORJATE PENTRU MATRIŢE ŞI SCULE DIN OŢELURI: aliate, rapide, inoxidabile si refractare

DIMENSIUNI: 160 - 400 mm
30 - 150 mm



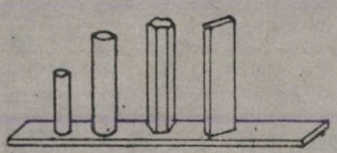


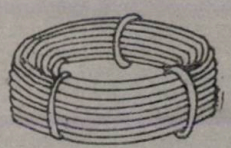
BLUMURI ŞI TAGLE LAMINATE DIN OŢELURI: carbon, carbon de calitate, aliate pentru construcţii, rulmenţi arcuri, etc

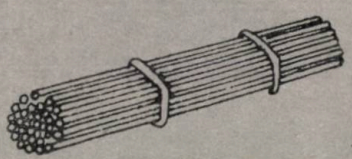
DIMENSIUNI: 160 - 350 mm
80 - 140 mm

PRODUSE LAMINATE ÎN BARE ŞI COLACI DIN OTELURI: carbon, carbon de calitate, aliate pentru construcţii, rulmenţi, arcuri, aliate de scule, rapide, inoxidabile beton, etc

DIMENSIUNI: 12 - 80 mm





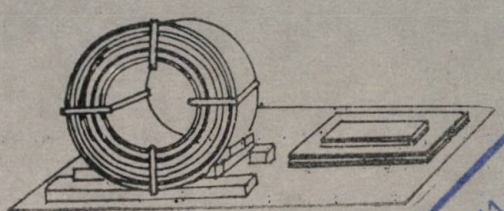


PRODUSE TRASE ÎN BARE ŞI COLACI DIN OŢELURI: carbon, carbon de calitate, aliate pentru construcţii, rulmenţi, pentru autoturisme, arcuri, aliate pentru scule, suruburi rapide, etc.

DIMENSIUNI: 1,5 - 50 mm

BENZI ELECTROTEHNICE LAMINATE LA RECE CU GRĂUNŢI ORIENTAŢI ŞI NEORIENTATI DIN OŢELURI SILICIOASE

DIMENSIUNI: G 50 - 1200 mm
L 0,28 - 0,65 mm



Şoseaua Găeşti nr. 9 - 11
telefon 31 494 telex 17271
telefax 926 14 582

SIDEROM S. A.
la dispoziția
dumneavoastră!

SIDEROM S.A.

SIDEROM S. A.
at Your disposal!

„SIDEROM" S.A., societate comercială de strategie, cu sediul în BUCUREȘTI, str. Mendeleev nr. 21—25, sector 1, telefon : 59.65.35

asigură prin cele 56 de societăți comerciale asociate, printre care menționăm marile combinate de la Galați, Hunedoara, Reșița, Tîrgoviște, Călărași și Cîmpia Turzii : realizarea de produse metalurgice, utilaje și piese de schimb, construcții și montaje metalurgice, cercetare și proiectare de noi tehnologii și produse metalurgice ;
activități de import materii prime, materiale, combustibil și energie, utilaje și piese de schimb, tehnologii și documentații ;
operațiuni financiare bancare ;
activități de consulting și servicii în domeniile : engineering, comercial, marketing, financiar-contabil, dezvoltare, management, personal, juridic, informare, documentare și altele

SIDEROM S.A., prin societățile comerciale din rețea, produce și comercializează :

cocs metalurgic pentru furnale și turnătorii
fontă albă și cenușie
feroaliaje de masă
electrozi de grafit
profiluri grele, mijlocii și ușoare
țagle pentru țevi
blocuri și bare forjate pentru scule
șină de cale ferată, grea, îngustă și de tramvai
bandaje și discuri pentru cale ferată
tablă din oțel groasă, medie și subțire, zincată, cositorită sau plumbuită
benzi din oțel
sîrmă laminată și trasă, inclusiv zincată
benzi și sîrme rezistive
oțel beton și calibrat
sîrmă și electrozi pentru sudură
cord metalic și plase sudate

„SIDEROM" S.A., holding-type, strategy trade company, with central offices in Bucharest, str. Mendeleev No 21—25, sector 1, telephone 59 65 35

provides, through its 56 associated trade companies, among which we mention the Galatzi, Hunedoara, Reșița, Tîrgoviște, Călărași and Cîmpia Turzii iron and steel works :
manufacturing of metallurgical products, equipment and spare parts, metallurgical constructions and assemblies, research and design of new metallurgical technologies and products ;
import activity of raw and processed materials, fuel and energy, equipment and spare parts, technologies and know-how ;
financial and banking operations ;
consulting and assistance for : engineering, trade, marketing, finances, development, management, personnel, information and know-how ;

SIDEROM S.A., through its trade companies, manufactures and supplies :

metallurgical coke for blast furnaces and foundries
white and grey pig iron
bulk ferro-alloys
graphite eletrodes
light, medium and heavy profiles
slabs for pipes
blocks and forged bars for tools
heavy, narrow rails for trains and trams
railway tyres and wheels
thick, medium and thinn zinc-, tin- and lead-coated plate and sheet
steel strip
rolled and drawn galvanized wire
resistive strip and wire
concrete steel and gauged steel
welding wire and electrodes
metal cord and welded nets

E 3280

METALURGIA

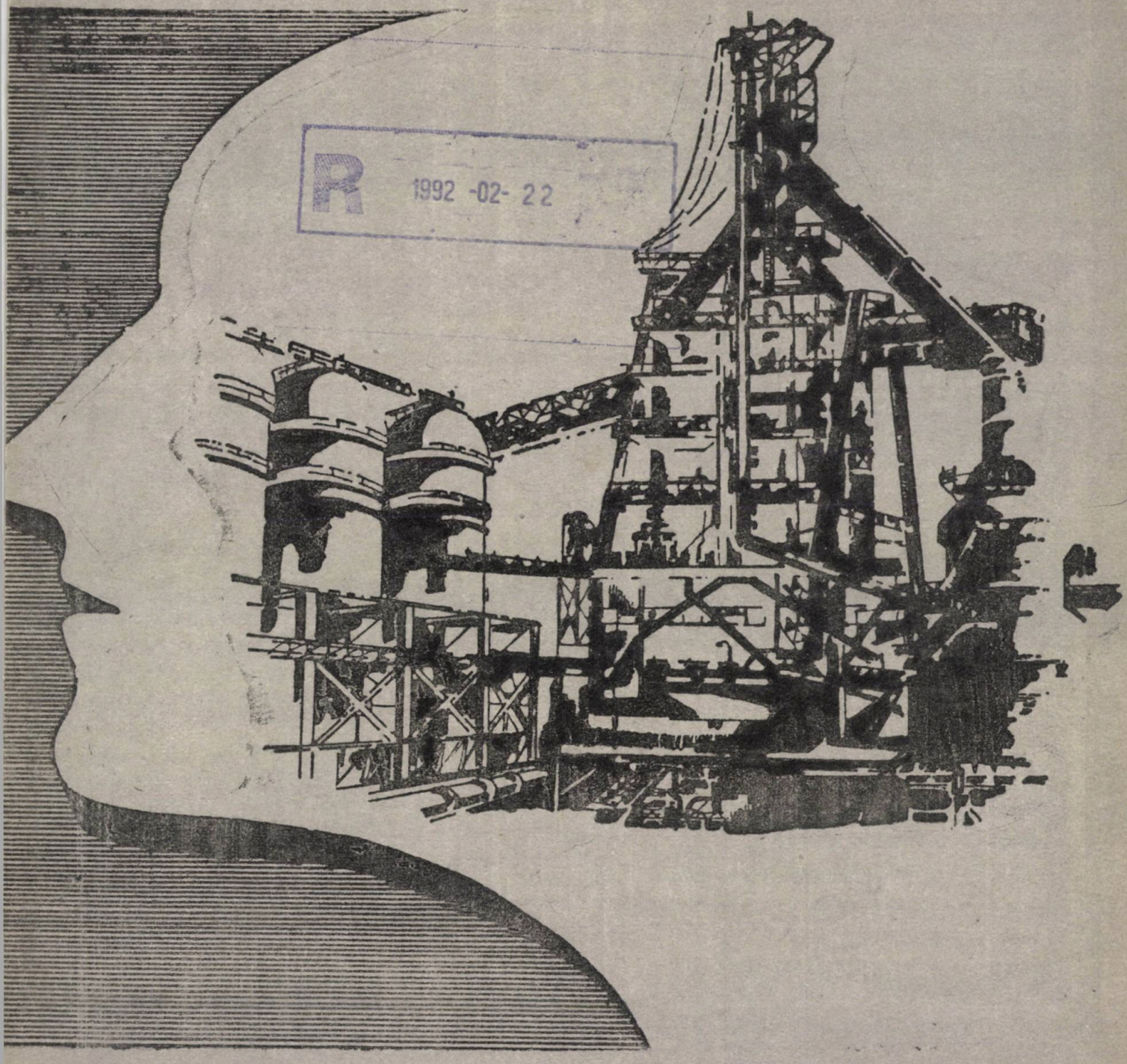
KOH

Ductil

REFERÁLVA

Nr. 9—10

METALURGIA • BUCUREŞTI
ANUL XLIII • SEPT. — OCT. 1991



R 1992 -02- 22

SOCIETATEA COMERCIALĂ „DUCTIL" S. A.
BUZĂU

Aleea Industriilor, nr. 1, Buzău, Tel. 26286; Telex 56229, Fax 14857

Firmă de mare tradiţie în industria produselor metalurgice, Societatea Comercială „DUCTIL" S.A. produce şi livrează cu promptitudine:

- sîrmă din oţel, laminată la cald, destinată tragerii la rece şi armării betoanelor în gama ∅ 6–12 mm, STAS 8914 şi 438;
- sîrmă trasă netedă pentru armarea betoanelor ∅ 3–10 mm STAS 438/3;
- sîrmă moale neagră, gama ∅ 0,2–10 mm, STAS 889;
- sîrmă tare mată ∅ 0,8–12 mm, STAS 889;
- sîrmă tare lucioasă ∅ 0,2–0,8, STAS 889
- oţel tras în colaci pentru organe de asamblare, STAS 9382;
- sîrmă zincată ∅ 0,3–5 mm; STAS 889 şi 7549
- plase sudate pentru armarea betoanelor STAS 438/3;
- electrozi de sudură gama ∅ 2–5 mm;
- sîrme tubulare pentru sudarea oţelurilor carbon şi slab aliate şi pentru încărcări dure;
- cuie cu cap conic, plat, semirotund etc. STAS 2111

La cerere, produsele se pot livra după norme internaţionale: DIN, GOST, BS, Jis etc.

Produsele purtînd marca „DUCTIL" au fost exportate în 53 de ţări de pe toate continentele.

Dispunînd de personal competent şi utilaje de mare randament, Societatea „DUCTIL" S.A. stă oricînd la dispoziţia partenerilor din ţară şi străinătate cu produse de înaltă calitate.

1992 FEB 28

metalexportimport

BUCHAREST – ROMANIA ○ 21 – 25, D.I. MENDELEEV ST. ● TEL.: 59.68.25 ○ TELEX: 11515 metal r

FLAT PRODUCTS ● hot rolled steel plates; cold rolled steel sheet; galvanized steel sheets; cold rolled non-oriented grain silicon steel strip

HOT ROLLED STEEL PROFILES ● channels UNP; joists INP; equal angles; unequal angles; flat bars; square bars; round bars; alloyed and high speed tool steel; hot rolled round ball-bearing steel

STEEL WIRE AND WIRE PRODUCTS ● nail wire; welding electrodes wire; galvanized barbed wire type JOWA; bright steel wire for prestressed concrete (PC wire); brass plated steel cord for tyres; welding electrodes; bronze plated steel wire; stud link anchor chain cable; steel wire ropes, bright or galvanized; round wire nails; soft galvanized steel wire; stress relieved steel wire strands

REINFORCING STEEL AND WIRE ROD SEAMLESS AND WELDED TUBES ● seamless steel pipes; seamless steel plain end line pipe; seamless steel casing; ERW pipes; longitudinally ERW pipes; cold formed profiles; cold formed profiles from hot rolled steel strip

ALUMINIUM INGOTS AND ALUMINIUM PRODUCTS
● sheets; foils; square; round; hexagonal bars, tubes, extruded profiles

Make Us Your Partner
for Success!

...for Success!

...for Success!

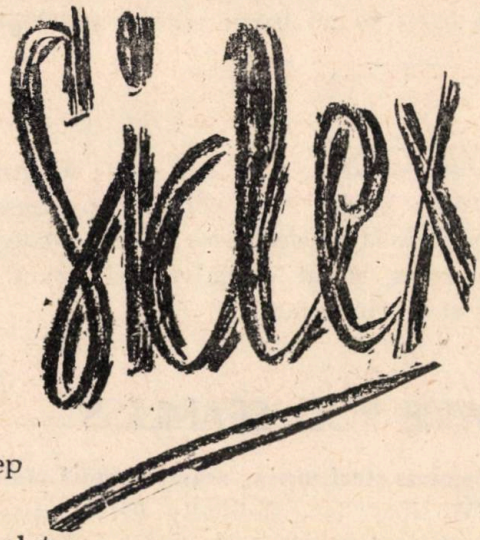
METALEXPORTIMPORT S.A. ROMANIA

SIDEX *Iron and Steel Complex of Galatzi*

manufactures and exports for you

Hot Rolled Flat Products

- Ordinary steel strips and plates for constructions
- Fine grained steel strips and plates for welded constructions
- Atmospheric corrosion resistant steel strips and plates
- Shipbuilding steel plates
- High quality carbon steel strips and plates for machine building
- Steel plates for boilers and pressure vessels
- Steel strips and plates for cold bending and deep drawing
- Steel strips and plates for side bars and other parts with small bending radius
- Steel plates for mining equipment
- Stainless steel strips and plates and refractory steel for nuclear and aeronautical industry
- Steel strips and plates for automobile rims



Steel Semi-products

- Continuous cast or rolled slabs
- Continuous cast blooms
- Rolled billets
  Coke-chemical products
  Blast furnace coke
- Ferro-alloys coke
- Fine coke
- Coke-chemical ammonia sulphate
- Concentrated ammonia water
- Coal tar
- Technical ammonia
- Aromatic fractions
- Coke plant technic sulphur
- Pit coal tar
- Pit coal creosote for carbon black
- Coke-chemical absorption oil
- Phenolic fraction
- Crude anthracene
- Naphthalene
- Technical ferric sulphate
- Bitum

Cold Rolled Sheet

- Thin steel strips and sheets for cold formed shapes and welded pipes
- Sheets and strips for deep drawing
- Steel sheets and strips for car industry and sheets

Other Products

- Liquid and gas oxygen
- Liquid and gas nitrogen
- Liquid and gas argon
- Granulated blast-furnace slag
- Non-iron slag

GALAȚI
1, SIDERURGIȘTILOR STREET
COD 6200
TEL.: 934/30 004;
30 109
TELEX: 51.257;
51.312

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI
SIDEX
ROMANIA

A life of experience on the steel market and many friends in the steel business!

METALURGIA

9–10
1991
SEPT. — OCT.

ORGAN AL DEPARTAMENTULUI INDUSTRIEI METALURGICE

cuprins

Predeanu, Georgeta şi Firescu, V.: **Poluarea mediului înconjurător cu emulsii de hidrocarburi aromatice policiclice formate în timpul procesului de cocsificare** 9

Niţă, P. S. : **Contribuţii la obţinerea dependenţei dintre capacitatea de asimilare a sulfurilor de către zguri (C), bazicitatea optică a zgurii (Ă) şi temperatură (T)** 14

Nicolae, A., Predescu, C., Nicolae, Maria, Mihăilescu, C., Rusu, E. şi Dina, Vasilica: **Experimentări privind producerea căldurii în interiorul încărcăturilor cuptoarelor metalurgice** 21

Păsărică, Victoria, Moiceanu, Ionica şi Ionescu, V.: **Influenţa calităţii maselotajului exoterm şi a tipului de lingotieră asupra evoluţiei solidificării lingourilor de 1000 kg din oţel rapid şi a defectelor din semifabricatele forjate** (*Partea a II-a*) 24

Ştefănescu, Fl., Sofroni, L., Bratu, C. şi Săbău, Teodora: **Filtrarea aliajelor în reţeaua de turnare** (*Lucrare de sinteză*) 37

COLEGIUL DE REDACŢIE :

BIVOLARU MARIN, IONESCU EMIL, IOAN VÎRCOLACU, VASILE POPESCU, TITI DULĂMIŢĂ, TRAIAN DUMITRESCU, RADU CONSTANTIN GELU, ION PRISECARU, IOAN FLORENTIN SANDU, ALEX. FLOREA, FLOREA OPREA, VIOREL MUNTEANU, BUJOR ROŞCA, LAURENTIE SOFRONI, EMIL FLORIAN, CONSTANTIN DUMITRESCU, SILVIU SAMOILESCU, ION CHIOSE, RADU HANGA, PETRE BOTORAN, SANDU EUGEN, OVIDIU GRĂMADĂ, ION IACOBESCU, PETRE IANC, GHEORGHE PÂRVU, GHEORGHE LEPĂDATU, IULIAN RIPOŞAN

Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ROMPRESFILATELIA Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex : 11226, Bucureşti, str. 30 Decembrie, nr. 2

Redactor responsabil : prof. dr. ing. L. SOFRONI
Şef CIDMET : ing. **Brânduşa Florentina Scorţea**
Redactor : ELENA PÂRVU

Revista METALURGIA, organ al Departamentului Industriei Metalurgice — Redacţia şi administraţia : Bucureşti, str. Mendeleev 21—25, sectorul 1, telefon 59.49.90. Revista este editată de SIDEROM S.A. Instituţiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30 15 20 201 BCR-SMB. Costul unui abonament lei 600 anual. Costul unui exemplar : lei 50,

Tiparul : S.C. „Universul" SA, str. Brezoianu, nr. 23—25 Bucureşti • c. 3265

contents

DC : 662.74.3 :628.53

Predeanu, Georgeta and Firescu, V. : **Environmental pollution with polycyclic aromatic hydrocarbons emissions resulted during the coking process**

The authors present some theoretical aspects concerning the polycyclic aromatic hydrocarbon emissions resulted during the coking process as well as the harmful effect on the environment.

The paper analyses benzopyrene generation, its presencein different work-shops and the measures to be taken in order to protect the workers.

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p 9—13

DC : 669.162.275.2

Niţă, P. S. : **Contributions to the obtaining of the dependence between the sulphide capacity (C), slag optical basicity (Λ) and temperature (T)**

Taking into consideration limitations and deficiencies of two existing relations between sulphide capacity, slag basicity and temperature, a new relation is obtained and then it is validated on several ways.

A new expression is deduced for the enthalpy of interraction for sulphur dissolution in slags and its better connection with experimental results is proved.

For 1873, 15 K, where there are only few experimental results, a new relation is proposed in order to obtain values for sulphide capacity.

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 14—20

DC : 669.041 :66.046.2

Nicolae, A., Predescu, C., Nicolae, Maria, Mihăilescu, C, Rusu, E. and Dina, Vasilica : **Experiments concerning the heat producing inside the furnace charges**

Knowing the fact that one of the best methods to improve the furnace thermal efficiency is to produce heat inside the charge, a new method is proposed for drying the ceramic materials. The method which consists of heating using an inner resistor acting as a metal fitting proved to be very useful.

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 21—23

DC : 669.14.018.252.3

Păsărică, Vitcoria, Moiceanu, Ionica and Ionescu, V. : **Influence of exothermal dead head quality on 1000 kg high speed steel ingot solidification and on the defects of semi-finished products.**

The authors present the results of the researches carried out with radiophosforous concerning the operational behaviour of two types of exothermal dead-head mounted on G 10 and R 10 ingot mould. The autoradiographies of ingots and forged semifinished products (made on axial longitudinal sections) highlights the following :

— the limit of the liquid-solid zone in ingots and the three moments of marking the liquid steel with phosphorous—32 ;

— the types and the aria of discontinuites zones in ingots and in the forged products ;

— the steel movement in the ingot liquid core and its influence on the macrostructure (convection current generation) ;

— material flow during forging process and dead head influence on the semi-finished products defects

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 24—36

DC : 669.018 : 66.067.1

Ştefănescu, Fl., Sofroni, L. Bratu, C. andSăbău, Teodora : **Alloy filtration in gate runner**

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 37—40

sommaire

CD : 662.74.3 : 628.52

Predeanu, Georgeta et Firescu, V.: **La pollution de l'atmosphère avec les emissions de hidrocarbures aromatiques polycycliques formées au cours du processus de cokéfaction**

L'article présente quelques aspects théoriques concernant le mechanisme de la formation des hidrocarbures aromatiques polycycliques au cours du processus de cokéfaction de même que l'effet nocif de ces emissions en atmosphère.
On présente également des données sur la formation du benzopiréne, son répartition en differantes sections de l'usine et les mesures necessaires pour la protection des ouvriers.

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 9—13

CD : 669.162.275.2

Niță, P. S. **Contributions à la détermination de la dépendance entre la capacité d'assimilation des sulfures par la scorie, C, sa basicité optique, Λ, et la température, T**

A partir des limites et des deficiences de deux relations qui existent entre la capacité d'assimilation des sulfures, Λ, la basicité de la scorie et la température, on obtient une nouvelle relation.
On déduit une nouvelle expression pour l'entalpie d'interaction du soufre au cours de son dissolution en scorie.
Pour la témperature de 1873,15 K, où il y a seulement quelques données expérimentales, on propose une nouvelle relation pour determiner les valeurs de C.

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 14—20

CD : 669.041 :66.046.2

Nicolae, A., Predescu, C., Nicolae, Maria, Mihăilescu, C., Rusu, E. et Doina, Vasilica: **Expériments concernant la production de la chaleur dans les charges des fours metallurgiques**

Etant connu le fait qu'une des méthodes les plus récommendables pour augmenter le rendement thermique des fours metallurgiques c'est la production de la chaleur dans l'interieur de la charge, on propose une nouvelle méthode pour le séchage des matières céramiques. Cette méthode qui consiste dans le chauffage à l'aide d'un résisteur interieur qui joue le rôle d'armature métallique est très avantajeuse pour la pratique industrielle.

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 21—23

CD : 669.14.018.252.3

Păsărică, Victoria, Moiceanu, Ionica, et Ionescu, V.: **L'influence de la qualité du masselottage exterieur sur l'evolution de la solidification des l'ingots de 1000 kg en acier rapide et sur les défauts des semiproduits forgés en ces aciers**

On présente les résultats des recherches effectuées à l'aide du radiophosphore concernant le comportement en function de deux types de masselottes exothermes montées sur lingotiéres G 10 and R10. Les autoradiographies des lingots et des semifinis forgés (réalisés sur les sections longitudinales axiales) ont mis en évidence :
— la limite de la zone liquide-solide dans les lingots et les billettes pour les trois moments de marquage de l'acier liquide par phosphore—32 ;
— les types et la dimension des zones de discontinuités en lingots et en produits forgés ;
— le mouvemente de l'acier dans le noyau liquide et son influence sur la macrostructure (la formation des courants de convection)
— la coulée du materiel dans le processus de forgeage et l'influence du masselottage sur les defauts des semifinis.

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 24—36

CD : 669.018 :66.067.1

Ştefănescu, Fl., Sofroni, L., Bratu, C. et Săbău, Teodora: **Le filtrage des alliages dans l'attaque de coulée**

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 37—40

inhalt

DK : 662.74.3 : 628.52

Predeanu, Georgeta und Firescu, V. : **Umweltverschmutzung mit Emissionen von aromatischen polyzyklischen Kohlenwasserstoffen die sich während des Verkokungsprozesses gebildet haben**

Im vorliegenden Artikel beabsichtigen die Autoren die Besprechung einiger theoretischen Ansichten angesichts des Mechanismus des Bildens der aromatischen, polyzyklischen Kohlenwasserstoffe während des Verkokungsprozesses, sowie die schädliche Einwirkung der betreffenden Emissionen auf der Umwelt, hervorzuheben.

Es werden ebenfalls einige Aspekte aus der Fachliteratur, betreffs der Benzopyrenbildung, dessen Verteilung in verschiedenen Abteilungen sowie die Schutzmöglichkeiten der Angestellten aus einem kokschemischen Werk analysiert.

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 9—13

DK : 669.162.275.2

Niță, P. S. : **Beiträge zur Erzielung der Abhängigkeit zwischen der Assimilierungskapazität der Sulfide (C_S), ihrer optischen Basizität und der Temperatur (T)**

Beeinträchtigend die Grenzen und Nachteile der zwei vorhandenen Beziehungen zwischen der Assimilierungskapazität der Sulfide (C_S), der Schlackenbasizität und der Temperatur wird eine neue Beziehung festgesetzt.

Es wird ein neuer Ausdruck für die Wechselwirkungsenthalpie des Schwefels beim Lösen in der Schlacke hergeleitet, die durch den guten Zusammenhang mit den Versuchsergebnissen nachgewiesen wird.

Für die Temperatur von 1873,15 K wo es einige experimentelle Daten gibt, wird eine neue Beziehung für die Erzielung der Grössenwerte (C_S) vorgeschlagen.

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 14—20

DK : 669.041 : 66.046.2

Nicolae, P.. Predescu, C., Nicolae, Maria, Mihăilescu, C., Rusu, E. und *Dina, Vasilica* : **Einige Versuche betreffs der Wärmeerzeugung im Inneren der Beschickung, der Hüttenöfen**

Dank der Tatsache, dass eine der besten Methoden die Vergrösserung des Wärmewirkungsgrades der Hüttenöfen die Wärmeerzeugung im Inneren der Beschickung ist, wird eine Methode für den Fall der Trocknung der keramischen Werkstoffe vorgeschlagen. Die Methode, grundlegend auf einer inneren Widerstandseinrichtung, die als Eisenbewehrung eingesetzt wird, hat sich als sehr geeignet für den industriellen Betrieb bewährt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 21—23

DK : 669.14.018.252.3

Păsărică, Victoria, Moiceanu, Ionica und Ionescu, V. : **Einfluss der Qualität der exothermen Gussköpfe auf der Entwicklung der Aushärtung der 1000 kg schweren Giesslinge aus Schnellstahl und auf den Fertigungsfehlern der aus ihnen geschmiedeten Halberzeugnissen (2. Teil)**

Es werden die Versuchsergebnisse der Erforschungen mit Strahlphosphor angesichts des Betriebsverhaltens von zwei Arten von exothermen Giesslingen an Blockgussformen vom G10 un R10 Format dargestellt. Die Autoradiographien der geschmiedeten Giesslinge und Halberzeugnisse (an Längs- und axiellen Querschnitten ausgeführt) haben

— die Grenze der flüssig-festen Zone im Giesslingkörper und in den Knüppeln für die drei Markierungsmomente mit Phosphor 32, des Flüssigstahls ;

— die Arten und die Ausdehnung der Diskontinuitätszonen, aus den Giesslingen sowie den aus Schmiedeprodukten ;

— die Bewegung des Stahls im flüssigen Kern der Giesslinge und dessen Einfluss auf der Makrostruktur (Bildung der Wärmemitführungsströmungen) ;

— Fliessen des Werkstoffs während des Schmiedeprozesses und der Einfluss der Gussköpfe auf den Fehlern die bei den Halberzeugnissen erschienen sind, hervorgehoben.

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 24—36

DK : 669.018 ;66.067.1

Ștefănescu, Fl., Sofronie, L., Bratu, C. und *Săbău, Teodora* : **Filtrieren der Legierungen im Eingusstrichter**

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 37—40

содержание

ДК:662.74.3:628.52

Предеапу, Джеорджета и Фиреску, В.: **Загрязнение окружающей среды эмиссиями полициклическими ароматическими углеводородами, образованные в процессе коксования**

В этой статье авторы выявили некоторые теоретические аспекты относительное механизма образования полициклических ароматических углеводородов в процессе коксования, а также и их вредный эффект на окружающую среду.

Также, представлены аспекты из литературы по специальности относительно образования бензопирена, распределение этого в разных цехах и возможности защиты персонала на коксохимических заводах.

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 9—13

ДК:669.162.272.2

Ницэ, Р. С.: Вклады при получении зависимости между усвояемостью сульфидов шлаками (C_S), оптической основностью этих (Λ) и температурой (Т)

Имея в виду пределы и недостатки двух соотношений между усвояемостью сульфидов (C_S), основностью шлака и температурой получено новое соотношение.

Выводится новое выражение для теплосодержания взаимодействия серы при растворении в шлаке, указывая на лучшую связь этого с экспериментальными результатами.

Для температуры 1873, 15 К, где существуют только несколько экспериментальных данных, предлогается новое соотношение для получения значении величины (C_S).

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 14—20

ДК:669.041:66.046.2

Николае, А., Предеску, К., Николае, Мария, Михэилеску, К., Русу, Е. и Дойпа Василика: **Опыты относительно производства типа внутри шихты металлургических печей**

Предлогается новый метод для сушки керамических материалов зная, что один из самых рекомендуемых методов повышения теплового коэффициента полезного действия это производство тепла внутри шихты Метод состоящий в нагреве внешним резистором, играющий роль металлической арматуры, предназначенный промышленной практике.

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 21—23

ДК:669.14.018.252.3

Пэсэрикэ, Викротия, Мойчеапу, Ионика и Ионеску, В.: **Влияние качества экзотермической прибыли на эволюцию затвердевания** 1000 **кг слитков из быстрорежущей стали и на дефекты в заготовках выкованных из них.**

Представлены результаты исследований с радиофосфором относительно поведения в эксплуатации двух типов экзотермических прибылей, установленных на слитках формата G10 и R10. Авторадиографии слитков и кованных заготовок (на осевых продольных сечениях) выявили:

— предел зоны жидкость-твердость в теле слитков и в заготовках для трех моментов маркировки фосфором-32, жидкой стаали;

— типы и протяженность зон прерывности в слитках и в откованных изделиях:

— движение стали в жидкой серцевине слитка и влияние этого на макроструктуру (образование конвекционных токов);

— течение материала в процессе ковки и влиние прибыли на появляющиеся дефекты в заготовках.

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 24—36

ДК:669.018:66.067.1

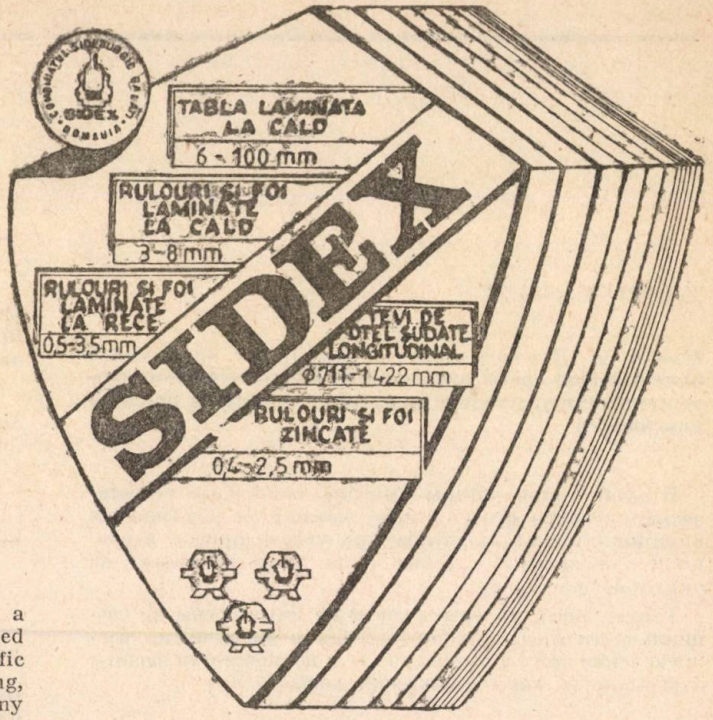
Штэфэнеску, Фл., Софрони, Л., Брату, К. и Сэбэу, Теодора: Фильтрирование сплавов в литнике

Metalurgia 43 (1991), nr. 9—10, p. 37—40

SIDEX

IRON AND STEEL COMPLEX OF GALATZI

1, Siderurgiştilor st.
cod 6200
Phone : 943/30004; 30109
Telex : 51257; 51312



Located on the bank of the Danube, equipped with a great ore carrier harbour, SIDEX of Galatzi has been designed with modern integrated technological flow and specific auxiliary plants (energetics, spare parts manufacturing, maintenance) in order to obtain the production autonomy — SIDEX of Galatzi export their products in 39 countries.

At present, SIDEX of Galatzi delivers heavy plate, cold rolled sheet and strip of about 400 steel grades, according to the foreign and Romanian Standards approved by the International Naval Registers.

COKE – CHEMICAL PLANT

It consists of :
— eight coking batteries with a capacity of 4,0 mil. t/year;
— two chemical sections for by-products.

The plant is equipped with modern units for coal grinding and dosage and for dry cooling, using a large range of coals to produce high mechanical resistance coke.

Coke tars and coke gas are treated into the chemical section to obtain the following by-products : ammonia sulphate, benzene, naphtalene, antracene, technical oils, tar a.s.o.

SINTERPLANT AND FURNACES

It consists of :
— three ore plants with a total capacity of 1.6 mil. t/year ;
— six blast furnaces, as follows : four with inner volume of 1700 m^3 each, one with inner volume of 2700 m^3 and one of 3500 m^3 inner volume ; the total capacity is 8.6 mil. t pig iron/year ;

REFRACTORY STEEL WORKS

It consists of :
— three steel plants with LD converters, with a capacity of 9—10 mil. t steel/year ; two of them deliveres liquid steel for continuous casting machines ;
— two continuous casting systems with 10 continuous casting machines with a capacity of 2.7 mil. t slabs/year and 2.5 mil. t blooms/year ;
— one electrical steel plant with a capacity of 175000 t/year ;
— auxiliary plant for : metallurgical lime, blocks and dolomitic bricks and antishrinkage products. These plants deliver ingots, slabs and continuous cast blooms.

ROLLING MILLS PLANT

It consists of :
— one slabing mill with a capacity of 3.0 mil. t/year ;
— one semi-products mill with a capacity of 2.5 mil. t/year ;
— one hot plate mill with a capacity of 3.0 mil. t/year ;
— two heavy plate rolling mills with a capacity of 1.2 and 1.5 mil. t/year ;
— two cold sheet rolling mills with a capacity of 0.9 and 0.6 mil. t/year ;
— two cold sheet rolling mills with a capacity of 0.9 and 0.6 mil. t/year ;
— one continuous electroplate system with a capacity of 100 000 t/year.

The plant produces a large range of products such as plate, hot and cold sheet, continuous galvanized strip and plate in about 40 steel grades.

AUXILIARY PLANTS

Spare Part and Repair Plant

POWER GENERATION AND DISTRIBUTION PLANT

Service and Transport System
Oven Repair Plant

RESEARCH AND DEVELOPMENT

Central Laboratory is equipped with up-to-date devices for production control by means of chemical analyses and metallographical, spectral, toxicological, physical and mechanical tests.

Research and Design Institute for Plates and Metallic Coatings elaborates studies, research works and technological, engineering and manufacturing technology projects for plate and anticorrosion protection coatings, projects for equipments, installations and ferrous metallurgy constructions, as well as documentation for capital and current repairs.

Ing. Georgeta Predeanu
I.C.E.M. S.A.
Ing. V. Firescu
Departamentul Industriei Metalurgice

POLUAREA MEDIULUI ÎNCONJURĂTOR CU EMISII DE HIDROCARBURI AROMATICE POLICICLICE FORMATE ÎN TIMPUL PROCESULUI DE COCSIFICARE

CZ : 662.741.3 : 628.52

Datorită specificului tehnologiei, industria cocsochimică reprezintă una din principalele surse de poluare a mediului. Acţiunea nocivă a poluanţilor constituie, prin leziunile produse, un indicator clar al gradului de impurificare, iar prin pagubele înregistrate, importante pierderi sociale şi economice.

În ultimele decenii, pentru diminuarea cantităţilor de substanţe dăunătoare eliminate din cocserii, s-au alocat sume considerabile în toate ţările producătoare de cocs [1]. Eforturile îndreptate în sensul diminuării emisiilor poluante au dus la îmbunătăţiri sensibile privind protecţia mediului, pe întregul flux tehnologic de producere a cocsului.

Principalele emisii poluante rezultate din cocserii includ : pulberi (praf de cărbune, praf de cocs) ; substanţe anorganice (hidrogen sulfurat, oxizi de azot, oxizi de sulf, amoniac, acid cianhidric, sulfură de carbon etc.) ; substanţe organice (hidrocarburi saturate şi nesaturate, hidrocarburi aromatice policiclice, benzen, fenoli).

Dintre aceste substanţe, cea mai mare proporţie o reprezintă pulberile (30—40%), bioxidul de sulf (30—40%), oxidul de carbon (10%), benzenul şi hidrocarburile aromatice policiclice (5—10%) [2].

În articolul de faţă ne-am propus să evidenţiem mecanismul formării hidrocarburilor aromatice policiclice, respectiv a substanţelor care afectează în cea mai mare măsură sănătatea oamenilor, datorită efectului lor cancerigen.

Hidrocarburile aromatice policiclice se formează în timpul transformărilor pe care le suferă cărbunele în cuptoarele de cocsificare. Ele pot fi adsorbite pe suprafaţa particulelor de cărbune, cocs, cenuşă sau pot rămîne în stare de vapori [3]. Pînă în prezent au fost identificaţi mai mult de două sute componenţi aromatici policiclici, în emisiile rezultate din cocserii. În tabelul 1 se prezintă cîteva din aceste substanţe, prezente atît sub formă legată (adsorbite pe suprafaţa unor particule), cît şi sub formă de vapori [4].

Compuşi cum ar fi : benzo (a) fluorenul, benzo (a) antracenul, crisenul, benzo(a)pirenul şi alţii, datorită presiunii de vapori scăzute, se adsorb exclusiv pe suprafaţa particulelor, în timp ce fluorenul, datorită presiunii de vapori ridicate la temperatura camerei, se regăseşte aproape în totalitate în stare gazoasă.

Structura poroasă a particulelor de cărbune şi cocs oferă o suprafaţă adecvată adsorbţiei hidrocarburilor aromatice policiclice.

Tabelul 1

Repartizarea hidrocarburilor aromatice policiclice în formă legată sau sub formă de vapori, într-o cocserie

Denumirea hidrocarburilor aromatice policiclice	Depunerile pe particule, µg	Sub formă de vapori, µg	Totalul, µg
Fluoren	4,78	39,81	44,59
Dibenzotiofen	4,04	6,72	10,76
Fenantren	72,88	74,95	147,83
Antracen	27,65	6,03	33,68
Carbazol	4,55	—	4,55
Fluorantren	96,78	1,13	97,91
Dihidrobenzofluoren	18,90	—	18,90
Piren	73,01	0,76	73,77
Benzo(a) fluoren	26,52	—	26,52
Benzo(a) antracen	46,87	urme	46,87
Crisen/trifenilen	52,65	urme	52,65
Benzo(n) fluorantren	10,09	urme	10,09
Benzo(k) fluorantren	18,26	urme	18,26
Benzo(e) piren	15,55	urme	15,55
Benzo(a) piren	27,48	urme	27,48
O-fenilenpiren	13,79	—	13,79
Benzo(g,h,i) perilen	27,79	—	27,79

Particulele care conţin aceste substanţe au în general dimensiuni cuprinse între 1 şi 7 µm, cea mai mare parte a acestor compuşi (90%) regăsindu-se în particulele de dimensiuni mai mici de 3 µm [3].

Emisia hidrocarburilor aromatice policiclice din cocserii depinde de mai mulţi factori, cum ar fi : compoziţia şarjei (grad de carbonificare şi compoziţia de macerali) ; tehnologia de încărcare a şarjei (ştampată sau vrac) ; parametrii de funcţionare (durata şi temperatura de cocsificare, precum şi regimul presiunilor) ; tipul bateriei şi starea tehnică a cuptoarelor ; compoziţia gazului de încălzire ; procedeul de stingere a cocsului.

Pentru a se putea înţelege mai clar formarea hidrocarburilor aromatice policiclice este necesară prezentarea pe scurt a procesului de cocsificare.

Imediat după introducerea în cuptor, după deshidratarea şarjei, cărbunele aflat în vecinătatea pereţilor fierbinţi începe să se înmoaie şi să se descompună. În timpul procesului, viteza de înmuiere şi de descompunere creşte,

iar gazele ocluse, ca vaporii de apă, bioxidul de carbon, oxigen, azot și metan, ieșind activ din masa plastică.

În intervalul de temperatură de 250—350°C are loc evoluția hidrocarburilor saturate și nesaturate, cum ar fi : metan, etan, etenă, propan, propenă, butan, butene.

O dată cu creșterea temperaturii la 350—500°C, în timp ce cărbunele se înmoaie și apar porii interni, forța gazului prins în pori produce umflarea acestuia, deformîndu-l. În această etapă se elimină în continuare hidrocarburile saturate, nesaturate, precum și aromatice.

La 400—600°C, masa plastică se solidifică în semicocs, eliberîndu-se lichidele și gazele cu greutate moleculară ridicată (benzen, toluen, xileni, fenoli, hidrocarburi aromatice policiclice).

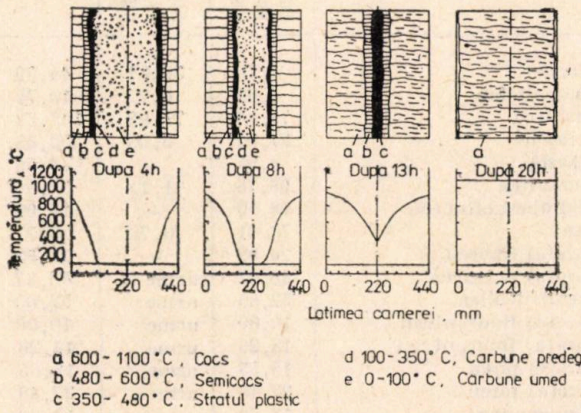


Fig. 1. Desfășurarea procesului de cocsificare și profilurile de temperatură în interiorul pilotului

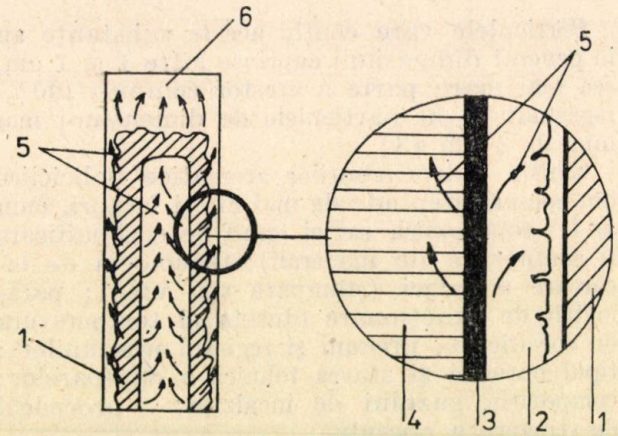


Fig. 2. Traseul gazului în cuptorul de cocsificare : 1 — peretele cuptorului ; 2 — cocs ; 3 — stratul plastic ; 4 — cărbune ; 5 — sensul degajării materialelor volatile ; 6 — spațiul de sub boltă

La 600—700°C încep să apară lichidele și gazele cu greutate moleculară scăzută, iar la peste 700°C — pînă la 1000°C — se elimină cantități mari de hidrogen [5].

La sfîrșitul cocsificării, cele două zone ecran, corespunzătoare celor două direcții de încălzire, se întîlnesc în centrul camerei, lăsînd o fisură de-a lungul întregii încărcături cocsificate, la jumătatea acesteia.

Succesiunea stărilor concomitente de uscare, plastifiere, reîntărire și degazare a șarjei de cărbune, este prezentată schematic în figura 1 [6].

Eliberarea produselor volatile ale descompunerii termice este dirijată de deplasarea zonei plastice-ecran, o parte din gaze fiind îndreptate spre centrul camerei (spre zonele reci), iar o parte spre periferie (spre zonele calde) (fig. 2) [7].

Gazul care iese din zona centrală pe la partea superioară a camerei reprezintă cca 10% din volumul total de gaze rezultate în urma descompunerii termice a cărbunelui. Datorită faptului că la trecerea prin stratul de cărbune neplastifiat, gazul nu este supus unor solicitări termice deosebite, el conține cantități mici de hidrogen și, în proporție ridicată, produși cu greutate moleculară mare. Acești componenți parcurg în continuare un mecanism lent de redistilare și condensare cu formare de gudron în care se pot identifica fenoli, cicloalcani, parafine, olefine și hidrocarburi aromatice.

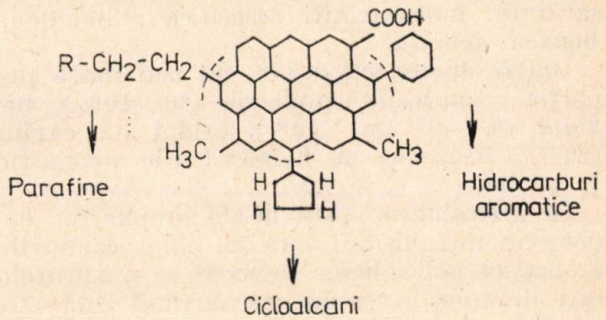


Fig. 3. Posibilitățile de disociere a macromoleculei cărbunoase, în timpul procesului de piroliză

Cea mai mare parte, cca 90% din gazele eliberate în interiorul fazei plastice, se îndreaptă spre peretele fierbinte al cuptorului, străbătînd structura de semicocs respectiv cocs, formate prin resolidificarea cărbunelui plastifiat. În contact cu cocsul și pereții incandescenți, precum și prin staționarea la partea superioară a camerei (în spațiul de sub boltă) puternic încălzite, produsele volatile crachează, formîndu-se cantități mari de hidrogen, gudron, benzen, amoniac și altele.

Formarea hidrocarburilor aromatice policiclice din macromolecula cărbunoasă poate urma trei mecanisme de obținere (fig. 3) [4] : prin simpla disociere a punților dintre structurile aromatice ; prin deshidratarea cicloalcanilor ; prin închiderea ciclului din mai mulți alcani și cicloalcani.

Deoarece dintre hidrocarburile aromatice policiclice benzo(a)pirenul se află în centrul atenției specialiștilor, fiind responsabil de circa 50% din impurificările atmosferei cu efect cancerigen, vom prezenta în continuare cîteva aspecte privind formarea, repartizarea acestuia în diferite secții și posibilitățile de protecție a personalului într-o uzină cocsochimică.

În figura 4 sînt prezentate cîteva mecanisme de sinteză a benzo(a)pirenului, reacții care urmează de altfel etapele prezentate mai sus pentru formarea hidrocarburilor aromatice policiclice [4].

Așa cum s-a amintit, benzo(a) pirenul se adsoarbe exclusiv pe suprafața particulelor (cărbune, cocs, cenușă).

Particulele de praf pătrund în plămîni cu atît mai ușor cu cît sînt mai mici, disocierea benzo(a)pirenului la nivelul alveolelor pulmonare depinzînd de mărimea și suprafața specifică a particulelor inhalate. Specialiștii în domeniu au ajuns la concluzia că benzo(a)-pirenul se regăsește aproape în totalitate în praful care ajunge în plămîni [4].

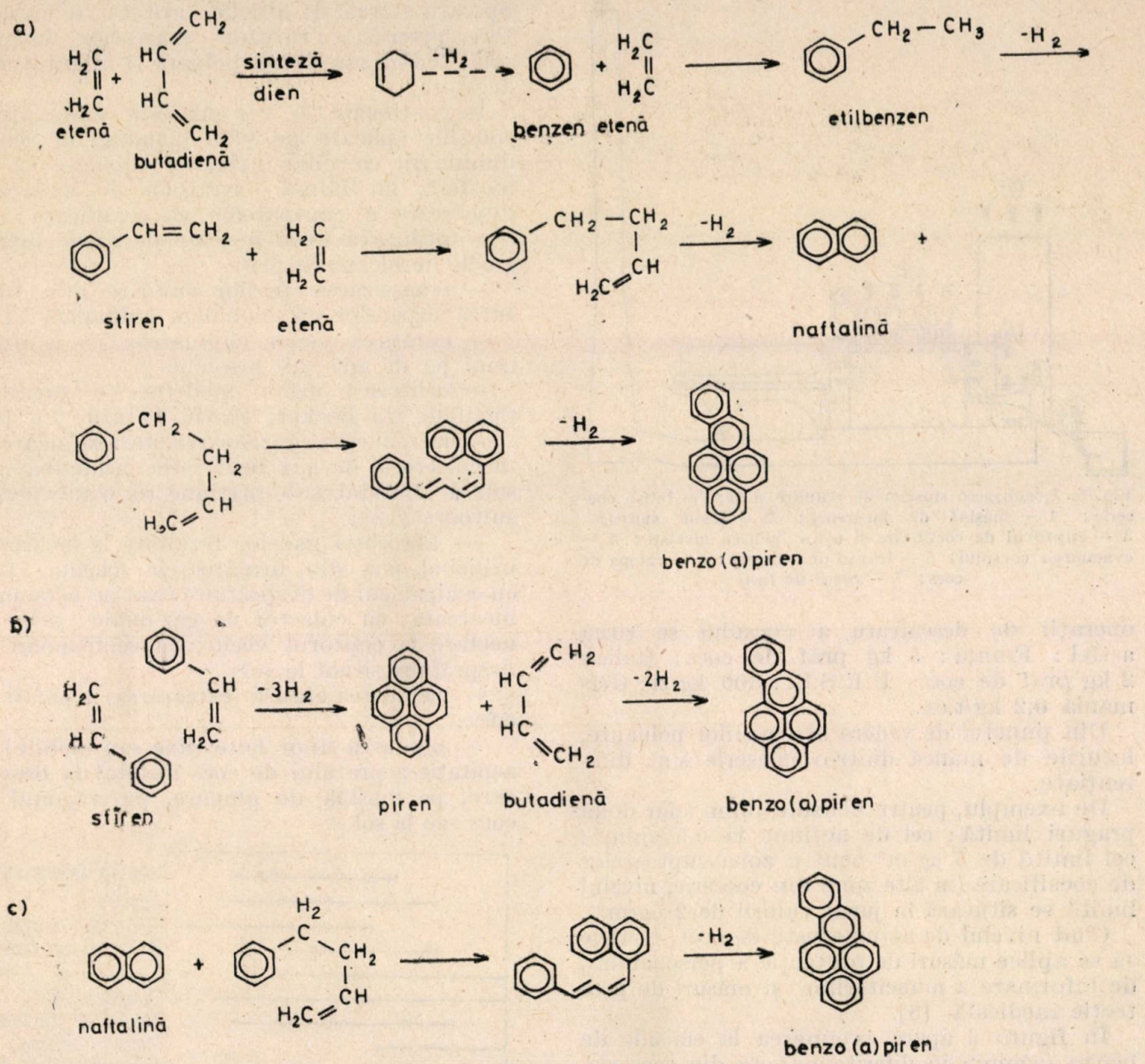


Fig. 4. Sinteza benzo(a) pirenului

Sursele de poluare a aerului într-o cocserie sînt localizate în principal în zona cuptoarelor de cocsificare (fig. 5) [8].

Astfel, 90% din cantitatea de praf eliberat într-o cocserie și cca 20% din toate celelalte substanțe dăunătoare provin numai din procesul de încărcare-descărcare a camerelor de cocsificare.

Cantitatea medie de praf degajată în atmosferă, în cursul operației de încărcare, se situa, în cîteva țări producătoare de cocs, la începutul

deceniului al 8-lea, la următorul nivel [9] *: U.R.S.S.: 5 kg/t.cx.; Anglia: 36 kg/zi și 160 kg/zi (în condiții de funcționare defectuoasă a bateriilor); Polonia: 0,621 kg/t.cx.; Germania: 100 mg/m³, iar în cursul unei singure

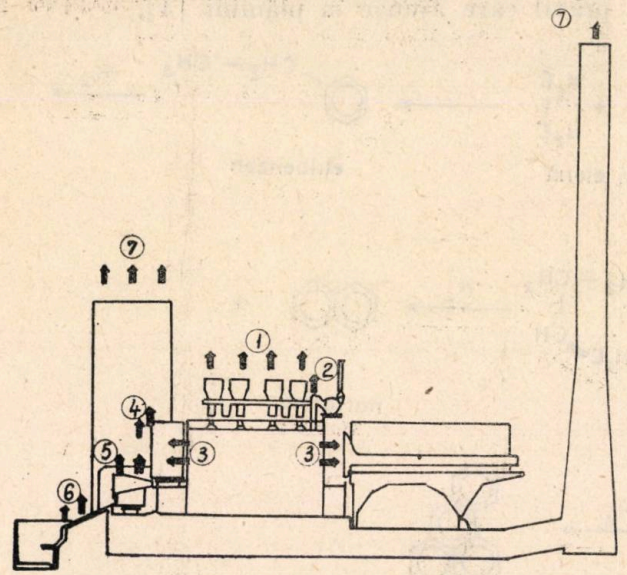


Fig. 5. Localizarea surselor de poluare a aerului într-o cocserie: 1 — mașină de încărcare; 2 — țevile suitoare; 3 — cuptorul de cocsificare și ușița pentru nivelare; 4 — evacuarea cocsului; 5 — turnul de stingere; 6 — rampa de cocs; 7 — coșul de fum

operații de descărcare a cocsului se situa astfel: Franța: 5 kg praf de cocs; Italia: 2 kg praf de cocs; U.R.S.S.: 300 kg/zi; Germania 0,2 kg/t.cx.

Din punctul de vedere al emisiilor poluante, locurile de muncă dintr-o cocserie sînt diferențiate.

De exemplu, pentru benzo(a)piren apar două praguri limită: cel de acțiune la 0,5 μg/m³; cel limită de 5 μg/m³ pentru zona cuptoarelor de cocsificare (în alte zone din cocserie, nivelul limită se situează în jurul valorii de 2 μg/m³).

Cînd nivelul de acțiune este depășit, trebuie să se aplice măsuri de protecție a personalului, de informare a muncitorilor și măsuri de protecție medicală [8].

În figura 6 apare expunerea la emisiile de benzo (a)piren în diferite puncte din cocserie. Munca pe baterie sau în zona ușilor este expusă în cea mai mare măsură concentrațiilor de benzo(a)piren. Cele mai scăzute concentrații s-au măsurat pe vagonul de stingere și pe mașina de scos uși (sub 2 μg/m³).

Proprietatea ebenzo(a)pirenului de a sublima ușor determină creșterea concentrației acestui compus cancerigen în zona de muncă.

Din unele studii efectuate la cocserii s-a constatat importanța pe care o au atît concentrația hidrocarburilor aromatice policiclice în zona de muncă, cît și timpul de expunere a muncitorilor la aceste noxe. Astfel, muncitorii de la cuptoarele de cocs, care suportă cel mai mare risc de apariție a cancerului, sînt cei care lucrează exclusiv la partea superioară a bateriei.

Controlul și reducerea cantităților de praf și substanțe nocive rezultate din cocserii sînt operații extrem de dificile, care cer o cunoaștere precisă a tuturor aspectelor datorită multitudinii surselor de poluare și intermitenței acestora.

În continuare, se vor prezenta cîteva dintre soluțiile aplicate pe plan mondial, în scopul diminuării emisiilor poluante eliberate în atmosferă, în timpul operațiilor de încărcare-descărcare a cuptoarelor de cocsificare:

— utilizarea unui nou tip de capac pentru gurile de încărcare [10];

— etanșeizarea țevilor suitoare prin utilizarea capacelor cu închidere hidraulică [10];

— curățirea ușilor cuptoarelor cu ajutorul unui jet de apă sub presiune [11];

— utilizarea ușilor moderne cu garnituri flexibile, tip Becker, Flexit, Saturn [1], [8];

— introducerea gazelor rezultate la încărcare în colectorul de gaz brut, prin insuflarea apei sau a aburului sub presiune în cotul țevilor suitoare [12];

— absorbția gazelor rezultate la încărcare, utilizînd una din următoarele scheme [13]: cu echipament de desprăfuire fixat pe mașina de încărcare; cu colector de gaz dublu; prin conectare la cuptorul vecin; cu echipament de desprăfuire situat la sol;

— închiderea etanșă (carcasarea) a părții de cocs;

— montarea unor hote (fixe sau mobile) de aspirație a prafului de cocs rezultat la descărcare, pe mașina de ghidare, pe vagonul de cocs sau la sol.

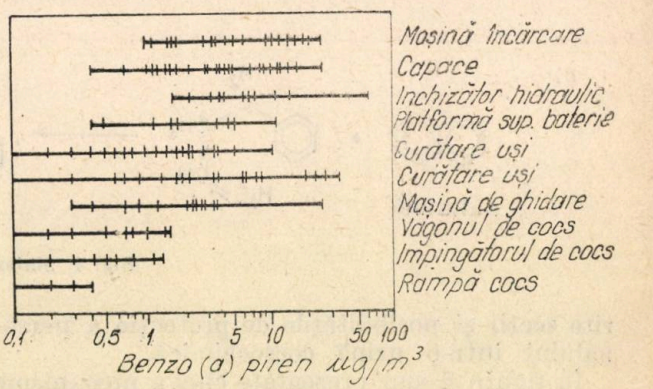


Fig. 6. Expunerea la emisiile de benzo(a) piren în diferite puncte de cocserie

Aplicarea unora sau a altora dintre soluțiile menționate are efect diferit în ceea ce privește reducerea nivelului benzo(a)pirenului, după cum rezultă din tabelul 2 [14].

Un aspect demn de luat în considerare, în ceea ce privește protecția personalului și a mediului, îl constituie diminuarea numărului de surse de

* Valorile nu sînt comparate cu normele internaționale.

Tabelul 2

Nivelul emisiilor de benzo(a) piren în cocserie

Sursa emisiilor	Sistemul de epurare adoptat	Benzo(a) pirenul, mg/t.cx.
Încărcare	scruber	6
Descărcare	filtru cu saci	0,04
	scruber	5
	fără desprăfuire	50
Uși	tip Wolf cu garnituri flexibile	55,5 6,3
Capace	—	10–15
Țevi suitoare	etanșare hidraulică	0,3
	metal pe metal	5

poluare. Acest lucru ilustrează de fapt o nouă gîndire existentă în momentul de față pe plan mondial privind proiectarea cuptoarelor noi de cocsificare și perspectivele de dezvoltare.

În Germania, tendința actuală este de a construi cuptoare cu lățime mai mare [15]. În acest mod, numărul de cuptoare se va diminua, iar numărul de operații aferente acestui proces (încărcare-descărcare) se va micșora datorită extinderii ciclului de cocsificare.

În țara noastră, diminuarea concentrației de noxe s-a realizat parțial prin aplicarea încărcării fără fum (prin insuflarea de abur sau hidroinjecția de apă amoniacală în coturile țevilor suitoare, la C.S. Călărași și C.S. Galați) și prin trecerea la generalizarea stingerii uscate a cocsului. Reducerea emisiilor poluante s-a realizat și prin creșterea volumului camerei de cocsificare de la 12 m³ (C.S. Reșița) la 41,6m³ (C.S. Galați, bateriile 7—8 și C.S. Călărași, bateria 1).

Informațiile de care dispunem în prezent privind poluarea aerului în zona bateriilor de cocifcare reflectă apariția, în cursul procesului tehnologic, a unor degajări concomitente de diferite substanțe nocive. Zona cea mai afectată este platforma superioară a bateriei de cocsificare, precum și partea de cocs. În aceste locuri de muncă, dacă apar intoxicații sau îmbolnăviri profesionale, ele nu sînt datorate concentrațiilor foarte mari de noxe degajate (exceptînd cazurile de avarii, accidente etc.) ci fondului existent, deci expunerilor repetate și prelungite la un număr mare de substanțe nocive.

Aceste informații nu includ date privind nivelul concentrațiilor de hidrocarburi aromatice policiclice, respectiv benzo(a)piren, în prezent aflîndu-se în studiu elaborarea unor metode de analiză care să permită separarea, identificarea și dozarea acestor compuși.

Ținînd seamă de faptul că o mare parte din hidrocarburile aromatice policiclice se adsorb pe suprafața particulelor de cărbune și cocs se menționează ca demn de luat în considerare faptul că valoarea concentrației pulberilor depășește cu mult (pînă la 20 ori) concentrația maximă admisă de 10 mg/m³ (conform Normativului Departamental de Protecția Muncii și al Ministerului Industriei Chimice, 1982), în special la partea superioară a bateriei (în momentul încărcării) și la descărcarea cocsului*.

Rolul fiziologic primordial al aerului pentru organism impune protecția atmosferei de efectele negative ale noxelor rezultate în cursul procesului de cocsificare. În acest sens, măsurile imediate, care pot fi aplicate la noi în țară, vizează, într-o primă etapă, menținerea în stare de funcționare normală a utilajelor și instalațiilor.

De asemenea, în cadrul programelor de reparații și modernizări, urmează să se aplice soluțiile tehnice perfecționate, în vederea reducerii concentrației acestor noxe la nivelul performanțelor atinse pe plan mondial.

BIBLIOGRAFIE

[1] Eisenhut, W., Orywal, F. *Noi aspecte privind protecția mediului și a personalului în uzinele cocsochimice*. 47th *Ironmaking Conference Proceedings*, aprilie 1988, p. 186.

[2] Ursu, P. Frosin, D. *Protejarea aerului atmosferic — îndrumător practic*. București, Ed. Tehnică, 1978.

[3] Peter, J. Kirton, Phillip T. Crisp. *Prelevarea hidrocarburilor aromatice policiclice din emisiile rezultate din cocserii*. În : Fuel, 1991, vol. 69, nr. 5, p. 633.

[4] Schäfer, N. *Formarea și apariția benzo(a) pirenului în cocserii*. Teză de doctorat, Aachen, Facultatea de Medicină a Institutului Tehnic, 1984.

[5] Gray, R. J., *Teoria carbonizării cărbunilor*. Congres Sao Paolo 1987, sept. p. 551.

[6] *Roh Stoff Kohle*, Verlag Chemie Weinheim, New York, 1978. (Ruhrkohlen Handbuch, vol. 7, 1987, p. 174).

[7] Blum, I., Ștefănescu, I. *Tehnologia combustibililor solizi — cocsificarea cărbunilor*. București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1970.

[7] Eisenhut, W., *Probleme privind protejarea personalului și mediului înconjurător în uzinele cocsochimice*. Primul Congres internațional de cocsochimie, Essen, vol. II, 1987.

[9] *Problemele poluării aerului și apei în industria siderurgică*. Documentare metalurgică, nr. 8, 1971, p. 211.

[10] Eisenhut, W., Langer, E., *Emisii provenite din surse difuze la exploatarea cuptoarelor de cocs*. Koksreitechnik, Haus Technik Vortragsveröfentlichungen, p. 429.

[11] Goddard, H., *Curățarea ușilor cuptoarelor cu jet de apă*. În : Iron and Steel Engineer, nr. 4, 1981, p. 65.

[12] Hodjioglo, A. V., *Încărcarea fără fum a camerelor de cocsificare* În : Koks i Himiia, U.R.S.S., nr. 1, 1989, p. 14—17.

[13] Biuysschaert, J. P., *Progres în controlul poluării aerului în uzinele cocsochimice*. Primul Congres internațional de cocsochimie, Essen, 1987, vol. II, H.

[14] Eisenhut, W. *Protecția mediului în cocseriile din Germania*. Simpozion Steel making, 1989.

[15] Gerd, Nashan *Producerea cocsului pentru furnal. Spre un nou sistem de cocsificare*. Primul Congres Internațional de cocsochimie, Essen, 1987, vol. 1, A

* Concentrația maximă admisă reprezintă concentrația momentană de pulberi în atmosfera de lucru.

CONTRIBUŢII LA OBŢINEREA DEPENDENŢEI DINTRE CAPACITATEA DE ASIMILARE A SULFURILOR DE CĂTRE ZGURI (C_S), BAZICITATEA OPTICĂ A ACESTEIA (λ) ŞI TEMPERATURĂ (T)

Ing. P. S. Niţă
Universitatea din Galaţi

CZ: 669.162.275.2

Stabilirea unei dependenţe de tipul menţionat reprezintă o preocupare relativ recentă. Numai un număr redus de lucrări publicate conţine preocupări de acest gen, cu tot interesul deosebit pe care îl presupune această problemă.

O primă dependenţă stabilită în lucrarea [1] este de forma :

$$\lg C'_S = \frac{A}{B} + 2{,}82 - \frac{13\,300}{T} \qquad (1)$$

unde :

$C'_S = (\%S)\frac{a_{[O]}}{a_{[S]}}$ înseamnă capacitatea de asimilare a sulfului la stabilirea echilibrului în sistemul baie metalică-zgură;

$(\%S)$ — conţinutul de sulf din zgură la stabilirea echilibrului în sistemul zgură-baie metalică ;

$a_{[O]}$, $a_{[S]}$ — activitatea oxigenului, respectiv a sulfului în baia metalică aflată în echilibru cu zgura ;

$$A = 5{,}623 \times (\%CaO) + 4{,}15 \times (\%MgO) + 1{,}457 \times (\%Al_2O_3) - 1{,}152 \times (\%SiO_2);$$

$$B = (\%CaO) + 1{,}391 \times (\%MgO) + 1{,}65 \times (\%Al_2O_3) + 1{,}867 \times (\%SiO_2),$$

în care oxizii intră cu concentraţiile lor în procente de masă.

Relaţia (1), dedusă pe baze statistico-matematice, valabilă numai pentru o gamă restrînsă de compoziţii din sistemul $CaO-MgO-Al_2O_3-SiO_2$, nu conţine bazicitatea optică a zgurii ca atare, rezultînd din impunerea unei anumite forme de dependenţă prestabilită.

Totodată, relaţia nu conţine un termen care să reflecte influenţa combinată a temperaturii şi a bazicităţii zgurii. Expresia grafică a acestei dependenţe în sistemul de coordonate bazicitate : $\lg C_S$, avînd temperatura ca parametru, este o familie de drepte paralele.

Plecînd de la dorinţa de a elimina aceste deficienţe, autorii lucrării [2] au stabilit dependenţa :

$$\lg C_S = \frac{22690 - 54640\,\Lambda}{T} + 43{,}6\,\Lambda - 25{,}2 \qquad (2)$$

care acoperă o gamă incomparabil mai largă de sisteme oxidice la temperaturile : 1773,15, 1823,15 şi 1923,15 K.

Relaţia (2) este stabilită pe baze exclusiv statistico-matematice, prin reunirea unor dependenţe parţiale de tipurile :

$$\lg C_S = f_1(\Lambda) \text{ la } T_i = ct \qquad (2')$$

$$\lg C_S = f_2\left(\frac{1}{T}\right) \text{ la } \Lambda_i = ct \qquad (2'')$$

$$\Lambda_i \in \{0{,}55\,;\ 0{,}60\,;\ 0{,}65\,;\ 0{,}70\,;\ 0{,}75\,;\ 0{,}8\}$$

Relaţia (2) prezintă o serie de deficienţe derivînd din :

— neincluderea tuturor dubletelor ($\lg C_S$, Λ) existente în literatura publicată la data realizării lucrării [2], în special la temperaturile 1823,15 şi 1923,15 K ;

— tehnica utilizată în deducerea dependenţei parţiale $\lg C_S = f(1/T)$ (2'') este deficitară conceptual pentru că se utilizează o relaţie de regresie liniară simplă de tipul : $\lg C_S = f(\Lambda)$, obţinută prin calcul statistico-matematic, la temperaturile : 1773,15, 1823,15 şi 1923,15 K, ca generatori de valori ale $\lg C_S$ pentru bazicităţi optice prestabilite Λ_i.

Pentru aceste valori se procedează la calcularea unui nou coeficient de corelaţie, ceea ce nu este permis, pentru că selecţia de date nu este rezultată din experiment, fie el şi programat, şi deci, nu este aleatoare.

În lucrarea [2] nu se dă nici o justificare pentru renunţarea la aplicarea unui tratament statistico-matematic global în vederea obţinerii dependenţei : $\lg C_S = f(\Lambda, 1/T)$.

Scopul şi metoda de lucru

Pornind de la limitele şi deficienţele semnalate în legătură cu relaţiile (1) şi (2) s-a intenţionat să se obţină o relaţie de dependenţă de tipul $\lg C_S = f(\Lambda, 1/T)$ cu condiţia să se considere toate tripletele ($\lg C_S$, Λ, $1/T$) avute la dispoziţie. Aceasta atrage după sine lărgirea considerabilă a gamei de valori ale bazicităţii optice a zgurii pe care este aplicabilă relaţia. S-a mai intenţionat ca relaţia obţinută să aibă o capacitate sporită de a genera valori certe ale $\lg C_S$ cît mai apropiate de cele obţinute

experimental, în special în zona de interes practic în tratarea oţelurilor cu zguri în vederea desulfurării avansate.

În acest scop, s-a procedat la aplicarea combinată a calculului statistico-matematic şi a celui integral.

Etapele mai importante ale tehnicii de stabilire a noii dependenţe sînt:

— preluarea dependenţei liniare simple: $\lg C_s = f(\Lambda)$ la 1773,15 K[2] — [4];

— stabilirea unei noi relaţii de regresie liniară simplă $\lg C_s = f(\Lambda)$ la temperatura de 1823,15 K;

— aplicarea calculului integral la stabilirea dependenţei $\lg C_s = f(\Lambda, 1/T)$;

— validarea dependenţei obişnuite.

Dependenţa $\lg C_s = f(\Lambda)$ la 1773,15 K

În lucrările [2] şi [4], la 1773,15 K, s-au avut în vedere şapte sisteme oxidice ($CaO-Al_2O_3$, $CaO-SiO_2$, $CaO-Al_2O_3-SiO_2$, $CaO-MgO-Al_2O_3$, $CaO-MgO-SiO_2$, $CaO-SiO_2-B_2O_3$ $CaO-MgO-Al_2O_3-SiO_2$), conţinînd 183 dublete ($\lg C_s$, Λ), pentru care s-a obţinut relaţia:

$$\lg C_s = 12{,}6\Lambda - 12{,}3 \qquad (3)$$

avînd un coeficient de determinare:

$$d = r^2_{\lg C_s \cdot V} = 0{,}965$$

Relaţia este valabilă pe intervalul $V = 0{,}55 - 0{,}77$.

Stabilirea dependenţei $\lg C_s = f(\Lambda)$ la 1823,15 K

Folosind cele 31 de dublete ($\lg C_s$, Λ) referitoare la sistemele $CaO-SiO_2$ (2 dublete) şi $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ (29 dublete) [5], utilizate şi în lucrarea [2] şi adăugînd şi patru dublete rezultate pe baza datelor din lucrarea [6], s-a determinat relaţia:

$$\lg C_s = 11{,}693\ \Lambda - 11{,}492$$

$$\Lambda = 0{,}62 - 0{,}7866 \qquad (4)$$

cu coeficientul de corelaţie $r_{\lg C_s \cdot \Lambda} = 0{,}968$ şi coeficientul de determinare $d = r^2 = 0{,}937$.

Spre comparaţie, relaţia din lucrarea [2], bazată numai pe cele 31 de dublete din lucrarea [5] este:

$$\lg C_s = 14{,}1\Lambda - 13{,}1$$

$$V = 0{,}62 - 0{,}697 \qquad (5)$$

cu un coeficient de determinare $d = r^2 = 0{,}863$.

Stabilirea dependenţei $\lg C_s = f(\lambda, T)$

Folosind regresiile liniare simple la 1773,15 K (3) şi 1823,15 K (4) se calculează noi dependenţe de tipul:

$$\frac{\Delta \lg C_s}{\Delta(1/T)} = m\Lambda + p \qquad \begin{matrix} m = & 61\,855 \\ p = & -55\,785 \end{matrix} \qquad (6)$$

$$\frac{\Delta \lg C_s}{\Delta \Lambda} = m(1/T) + v \qquad v = -22{,}255$$

Trecînd la limită, fiecare din aceste rapoarte se transformă în derivate parţiale ale $\lg C_s$, în raport cu cele două variabile:

$$\left.\begin{aligned} &\frac{\Delta \lg C_s}{\Delta(1/T)} \xrightarrow[\Delta(1/T)\to 0]{} \frac{\partial \lg C_s}{\partial(1/T)} = \\ &= Q(\Lambda) = m\Lambda + p \\ &\frac{\Delta \lg C_s}{\Delta \Lambda} \xrightarrow[\Delta\Lambda\to 0]{} \frac{\partial \lg C_s}{\partial \Lambda} = \\ &= P(1/T) = m(1/T) + v \end{aligned}\right\} \qquad (7)$$

Diferenţialul logaritmului capacităţii de asimilare a sulfurilor de către zgură poate fi scris sub forma:

$$d \lg C_s = \frac{\partial \lg C_s}{\partial \Lambda} d\Lambda + \frac{\partial \lg C_s}{\partial(1/T)} d(1/T) \qquad (8)$$

Considerînd funcţiile $P(1/T)$ şi $Q(\Lambda)$ continue în domeniul plan de coordonate $(1/T, \Lambda)$, cu sens fizic ($\Lambda > 0$, $1/T > 0$), se observă că pentru situaţia existentă există:

$$\frac{\partial\left(\frac{\partial \lg C_s}{\partial \Lambda}\right)}{\partial(1/T)} = \frac{\partial\left(\frac{\partial \lg C_s}{\partial(1/T)}\right)}{\partial \Lambda} = m \qquad (9)$$

adică: $\frac{\partial P}{\partial(1/T)} = \frac{\partial Q}{\partial \Lambda}$ ceea ce echivalează cu afirmaţia că funcţia $\lg C_s$ este diferenţială totală exactă.

Aceasta permite să se calculeze $\lg C_s = F(\Lambda, 1/T)$ prin calculul integralei curbilinii, pe un drum ABM (fig. 1):

$$\lg C_s = F(\Lambda, 1/T) = \int_{AM} \frac{\partial \lg C_s}{\partial \Lambda} d\Lambda +$$

$$+ \frac{\partial \lg C_s}{\partial(1/T)} d(1/T) = \int_{AM} P(1/T) d\Lambda + Q(\Lambda)(1/T) \qquad (10)$$

Integrarea între A și M se efectuează pe drumul ABM deoarece sînt îndeplinite condițiile ca integrala să depindă de drum, adică $F(\Lambda, 1/T)$ este diferențială totală exactă.

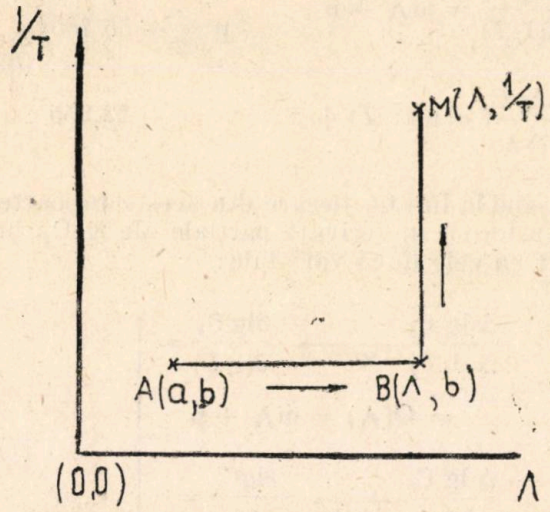


Fig. 1. Drumul parcurs între A și M la integrarea în domeniul plan D (Λ, 1/T)

Se obțin succesiv :

$$F(\Lambda, 1/T) = \int_{AM} (P(1/T)d\Lambda + Q(\Lambda)\, d(1/T) =$$

$$= \int_{AB} P(1/T)d\Lambda + Q(\Lambda)\, d(1/T) + \int_{BM} P(1/T)\, d\Lambda +$$

$$+ Q(\Lambda)\, d(1/T) = \int_{a}^{\lambda} (mb + v)\, dt +$$

$$+ \int_{b}^{1/T} (m\Lambda + p)dt = (mb + v)t\Big|_{a}^{\Lambda} + (m\Lambda + p)t\Big|_{b}^{1/T} =$$

$$= (mb + v)(\Lambda - a) + (m\Lambda + p)(1/T - b) +$$

$$+ c = (m\Lambda + p)\frac{1}{T} + v\Lambda - (ma + p)b -$$

$$- va + c = \frac{m\Lambda + p}{T} + v\Lambda + k \qquad (11)$$

unde c, k sînt constante de integrare.

$$\lg C_s = \frac{61855\Lambda - 55785}{T} - 22{,}255\Lambda + k \qquad (12)$$

Prin identificare cu una din relațiile (3), (4) se obține $k = 19{,}14$ și forma finală a dependenței :

$$\lg C_s = \frac{61855\,\Lambda - 55785}{T} - 22{,}255\,\Lambda + 19{,}14 \qquad (13)$$

Validarea dependenței obținute

În figura 2 este redată dependența $\lg C_s = f(\Lambda)$ la temperaturile 1773,15, 1823,15, 1873,15, 1923,15 K, așa cum rezultă din dependența obținută (13).

Sensul de evoluție al $\lg C_s$, în funcție de Λ și T, prognozat cu relația (13), este similar cu cel indicat, pe baze experimentale, în lucră-

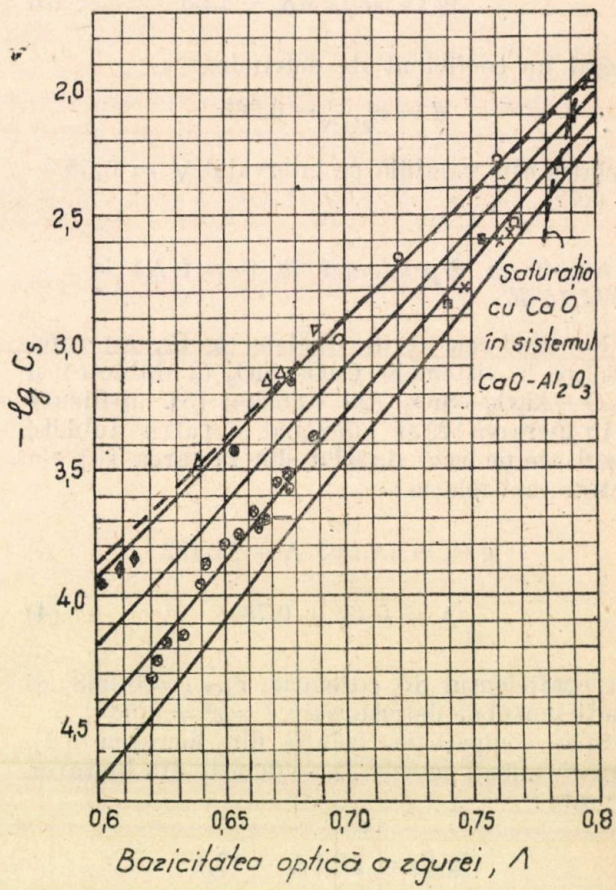


Fig. 2. Dependența capacității de asimilare a sulfurilor de către zgură (C_s), de bazicitatea optică a acesteia (Λ) și de temperatura absolută (T) : ——— din relația (13) dedusă în lucrare ; — — — din relația (15) stabilită la 1923,15 K pe cale statistico-matematică în lucrare

rile [6] și [7] pentru sisteme binare $CaO-SiO_2$, $CaO-Al_2O_3$, și în discordanță cu cel prognozat de relațiile (1), [1] și (2), [2].

O validare a relației (13) o constituie și compararea prestabilirii făcute pe baza acestei relații, la 1923,15 K, cu dependența statistică obținută în această lucrare și evidențiată în figura 2 :

$$\lg C_S = 9{,}57\Lambda - 9{,}612,$$

$$\Lambda = 0{,}5548 - 0{,}7989 \qquad (14)$$

$$r_{\lg C_S,\ \Lambda} = 0{,}954 \qquad d = r^2 = 0{,}91$$

Relația (14) a fost stabilită utilizînd 40 de dublete ($\lg C_S$, Λ) stabilite experimental, la 1923,15 K, din care : 17 dublete referitoare la sistemul $CaO-Al_2O_3$ (11 dublete calculate pe baza datelor din lucrarea [6], iar șase dublete preluate din lucrările [3] și [8]; trei dublete referitoare la sistemul $CaO-Al_2O_3-P_2O_5$ provenind din lucrarea [8]; cinci dublete referitoare la sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ provenind din lucrarea [8]; șapte dublete referitoare la sistemul $MgO-SiO_2$ [7]; două dublete referitoare la sistemul $MgO-Al_2O_3-SiO_2$ [9]; șase dublete referitoare la sistemul $CaO-SiO_2$ [3]—[8].

Pentru comparație se prezintă relația stabilită în lucrarea [2], la temperatura de 1923,15 K, pentru 22 de dublete:

$$\lg C_S = 15\,\Lambda - 13{,}3$$

$$\Lambda = 0{,}61 - 0{,}74 \qquad (15)$$

$$r_{\lg C_S,\ \Lambda} = 0{,}92 \quad d = r^2 = 0{,}848$$

care evident este mai slabă din punctul de vedere al indicatorilor de corelație statistică și ca domeniu de aplicare.

În figura 2 sînt prezentate și date experimentale apropiate de dreptele obținute pe baza relației (13). Astfel, 22 de dublete ($\lg C_S$, λ) din cele 40 găsite la 1923,15 K sînt extrem de apropiate atît de dreapta descrisă de relația (14), cît și de cea obținută din relația (13); alte șapte dublete, luate în calcul, dar care nu sînt trecute în figura 2 deoarece se referă la valori $\Lambda < 0{,}6$ în sistemul $MgO-SiO_2$, se încadrează foarte bine în prestabilirea făcută pe baza relației (13) la 1923,15 K.

O situație similară are loc și la temperatura de 1823,15 K unde dreapta dedusă (4) este bine încadrată de puncte experimentale sigure dar și de altele preluate din lucrarea [10], sub o formă însă mai puțin certă, ceea ce a împiedicat luarea lor în considerare pentru calculul statistico-matematic.

Capacitatea superioară a relației (13) de a genera valori ale C_S apropiate de cele experimentale, certe, în zone de maxim interes practic, poate fi ilustrată pentru sistemul $CaO-Al_2O_3$, un sistem de referință (tab. 1).

Comparația se efectuează la saturarea zgurii din sistemul $CaO-Al_2O_3$ cu CaO, la 1873,15 și 1923,15 K.

Stabilirea unei dependențe între variația entalpiei de interacțiune a sulfului cu zgura și bazicitatea optică a acesteia

Considerînd sistemul atmosferă-zgură, conținînd oxidul MeO, reacția de trecere a sulfului în zgură este :

$$(MeO)_s + 1/2\ \{S_2\} \rightleftarrows (MeS)_s + 1/2\ \{O_2\} \quad (I)$$

cu constanta de echilibru :

$$K_I = \frac{a_{(MeS)_s}}{a_{(MeO)_s}}\left(\frac{p\{O_2\}}{p\{S_2\}}\right)^{1/2} = \frac{\gamma_{(MeS)_s}}{a_{(MeO)_t}} \cdot C_S \qquad (16)$$

Similar, pentru sistemul zgură-baie metalică avem :

$$(MeO)_s + [S] \rightleftarrows (MeS)_s + [0] \qquad (II)$$

Tabelul 1

Comparația prestabilirii modelelor (2) și (13) cu date experimentale din sistemul $CaO-Al_2O_3$ la saturarea cu CaO ($\Lambda = 0{,}7906$ pentru 1873,15 K; $\Lambda = 0{,}7989$ pentru 1923,15 K)

Temperatura, K	C_S			$\frac{C_{S(2)}}{C_{S,exp}}$	$\frac{C_{S(13)}}{C_{S,exp}}$
	Modelul Sosinsky-Sommerville, (2)	Modelul actual, (13)	Experimentul Ozturk-Turkdodan, [6]		
1873,15	$C_{S(2)} = 19{,}26 \cdot 10^{-3}\%$	$C_{S(13)} = 7{,}45 \cdot 10^{-3}\%$	$C_{S,exp} = 7{,}52 \cdot 10^{-3}\%$	2,56	0,99
1923,15	$C_{S(2)} = 54 \cdot 10^{-3}\%$	$C_{S(13)} = 11{,}18 \cdot 10^{-3}\%$	$C_{S,exp} = 10{,}5 \cdot 10^{-3}\%$	5,14	1,06

cu constanta de echilibru :

$$K_{II} = \frac{a_{(MeS)_S}}{a_{(MeO)_S}} \cdot \frac{a_{[O]}}{a_{[S]}} = \frac{\gamma_{(MeS)_S}}{a_{(MeO)_S}} \cdot C'_S \qquad (17)$$

Legătura dintre cele două reacţii se poate face prin intermediul reacţiei :

$$[S]+1/2\ \{O_2\} \rightleftarrows [O]+1/2\ \{S_2\} \qquad (III)$$

cu :

$$\Delta G_T = 17519 - 27{,}62\ T,\ J \qquad (18)$$

dedusă din date termodinamice sintetizate în lucrarea [12].

Legătura dintre C_S şi C'_S se face prin relaţia :

$$C'_S = C'_S \cdot K_{III} \qquad (19)$$

O formă a variaţiei de energie liberă cu temperatura este :

$$\left| \frac{\partial(G/T)}{\partial(1/T)} \right| = H \qquad (20)$$

Pentru orice reacţie $\Delta G^\circ = -RT \ln K_p$, iar

$$\frac{\partial(\ln K_p)}{\partial(1/T)} = -\frac{\Delta H^\circ}{R} \qquad (21)$$

unde R = 8,3147 J/mol .K este constanta gazelor.

Pentru componenţii solubili în zgură avem :

$$\Delta \bar{G}^M_{(MeO)} = RT \ln a_{(MeO)} =$$

$$= RT\,(\ln \gamma_{(MeO)} + \ln N_{(MeO)} \qquad (22)$$

$$\Delta \bar{G}^E_{(MeS)} = RT \ln \gamma_{(MeS)} \qquad (23)$$

unde :

$\Delta \bar{G}^M_{(MeO)}$ înseamnă variaţia de entalpie liberă, parţial molară, de amestec al oxidului MeO, în zgură;

$\Delta \bar{G}^E_{(MeS)}$ — variaţia de entalpie liberă, parţial molară, de exces, a MeS, în zgură.

Pentru aceste două mărimi, relaţia (22) are formele :

$$\frac{\partial(\bar{G}^M_{(MeO)}/T)}{\partial(1/T)} = \Delta \bar{H}^M_{(MeO)} \qquad (24)$$

$$\frac{\partial(\bar{G}^E_{(MeS)}/T)}{\partial(1/T)} = \Delta \bar{H}^E_{(MeS)} = \Delta \bar{H}^M_{(MeS)} \qquad (25)$$

unde : $\Delta \bar{H}^M_{(MeO)}$ este variaţia de entalpie, parţial molară, de amestec în zgură;

$\Delta \bar{H}^E_{(MeS)}$, $\Delta \bar{H}^M_{(MeS)}$ — variaţia de entalpie liberă, parţial molară de exces a MeS in zgură şi respectiv de amestec a MeS în zgură.

La soluţiile reale, pentru un component i al soluţiei avem :

$$\begin{cases} \Delta \bar{H}^E_i = \Delta \bar{H}^M_i - \Delta \bar{H}^{id}_i \\ \Delta \bar{H}^{id}_i = 7 \end{cases} \rightarrow \Delta \bar{H}^E_i = \Delta \bar{H}^M_i \qquad (26)$$

Derivînd constanta de echilibru a reacţiei (I), în raport cu (1/T), se obţine :

$$\frac{\partial(\ln K_I)}{\partial(1/T)} = \frac{\partial(\ln \gamma_{(MeS)_S})}{\partial(1/T)} + \frac{\partial(\ln C_S)}{\partial(1/T)} - \frac{\partial(\ln a_{(MeO)_S})}{\partial(1(T)} \qquad (27)$$

Prin identificare, folosind relaţiile (21)—(25), înmulţite cu R, (trecere în logaritmi zecimali şi separarea termenilor) obţinem :

$$-2{,}30258\ R \frac{\partial(\lg C_S)}{\partial(1/T)} =$$

$$= \Delta H^\circ_I + \Delta \bar{H}^M_{(MeS)} - \Delta \bar{H}^M_{(MeO)} \qquad (28)$$

Membrul drept al relaţiei (28) poate fi considerat ca efect termic global la trecerea sulfului din atmosferă în zgură, cu asimilarea sulfurii respective, şi i se poate atribui sensul de entalpie de interacţie a sulfului cu zgura, la atingerea echilibrului în sistemul zgură-atmosferă.

Se notează :

$$\Delta H^{inter}_{1/2\{S_2\}\rightarrow(S)} = \Delta H^\circ_I + \Delta \bar{H}^M_{(MeS)} - \Delta \bar{H}^M_{(MeO)} \qquad (29)$$

unde, în afara mărimilor termodinamice explicitate, mai intervine ΔH^0_i care este variaţia de entalpie în reacţia (I).

Similar, plecînd de la reacţia (II) şi ţinînd cont de relaţia (19), se obţine variaţia de entalpie de interacţie a sulfului cu zgura, la stabilirea echilibrului în sistemul baie metalică-zgură :

$$\Delta H^{inter}_{[S]\rightarrow(S)} = -2{,}30258\ R \frac{\partial(\ln C'_S)}{\partial(1/T)} =$$

$$= \Delta H^\circ_{II} + \Delta \bar{H}^M_{(MeS)} - \Delta \bar{H}^M_{(MeO} \qquad (30)$$

Cu relaţia de legătură între (29) şi (30) :

$$\Delta H^{inter}_{1/2\{S_2\}\rightarrow(S)} - \Delta H^{inter}_{[S]\rightarrow(S)} = \Delta H^\circ_{III} = 17{,}52\ kJ/atm \cdot gram \cdot S \qquad (31)$$

Tabelul 2

Dependența variației de entalpie de interacțiune a sulfului cu zgura de compoziția zgurii

Autorii, relația de bază, referințele bibliografice	H_{inter}, relația $1/2\{S_2\} \rightarrow (S)$, kJ/atm·gram·S	H_{inter}, relația $[S] \rightarrow (S)$, kJ/atm·gram·S
Prezenta lucrare (13)	$-1184{,}23\Lambda + 1069{,}742$ (32)	$-1184{,}23\Lambda + 1087{,}261$ (33)
Sosinsky, D. J., Sommerville, I. D. (2), [2]	$1046{,}1\Lambda - 434{,}4$ (34)	$1046{,}1\Lambda - 416{,}886$ (35)
Faral, M și Gaye, H. (1), [1]	237,113 (36)	254,632 (37)

Folosind relația (13), dedusă în această lucrare, se poate stabili variația entalpiei de interacție a sulfului cu zgura, de compoziția zgurii (tab. 2).

Relațiile obținute pentru variația entalpiei de interacțiune a sulfului cu zgura sînt ilustrate în figura 3, în care s-a adăugat și dependența acestei mărimi de bazicitatea optică a zgurii, utilizînd, ca atare sau prelucrate, date referitoare la sistemul $CaO-Al_2O_3$ din alte lucrări [6], [13], [14]. Se remarcă faptul că mărimea nou introdusă $H_{inter,S}$ prezintă un ușor dezavantaj, în sensul că nu permite identificarea directă a oxidului bazic care participă la desulfurare. Totuși, este posibilă o identificare indirectă chiar prin valorile bazicității optice ale zgurii, utilizînd scala valorilor bazicității optice ale oxizilor și modul de calcul al bazicității optice a acesteia [15]. Sensul evoluției dependenței variației de entalpie de interacțiunea sulfului cu zgura, de bazicitatea optică, dată de relațiile (32), (33) din această lucrare, susține încă o dată că relația (13) este mai apropiată de datele experimentale, ceea ce rezultă din comparația cu evoluția ei în sistemul $CaO-Al_2O_3$ (fig. 3). Celelalte două relații existente (1) [1] și (2) [2] contrazic total datele experimentale (nu numai pentru sistemul $CaO-Al_2O_3$).

O verificare în plus a capacității relației (13) de a reda date experimentale din domenii de interes practic ale sistemelor de zguri, comparativ cu celelalte două relații (1) și (2), se poate face calculînd coeficientul de activitate al sulfurii de calciu în zgură $CaO-Al_2O_3$, $\gamma(CaS)$, la saturarea simultană a acesteia cu CaO și CaS, la temperatura de 1873,15 K. La această temperatură nu există alte dependențe de tipul $\lg C_s = f(\Lambda)$ în afara celor care rezultă din particularizarea relațiilor (1), (2), (13), dar există cîteva date experimentale.

Pentru calculul sistemului $CaO-Al_2O_3$, reacțiile (I) și (II) se particularizează prin participarea CaO și formare de CaS, pentru care, folosind date din [11], [12], se obțin:

$$\Delta G_I = 92000 - 2{,}55\ T,\ J \qquad (38)$$

$$\Delta G_{II} = 109519 - 30{,}17\ T,\ J \qquad (39)$$

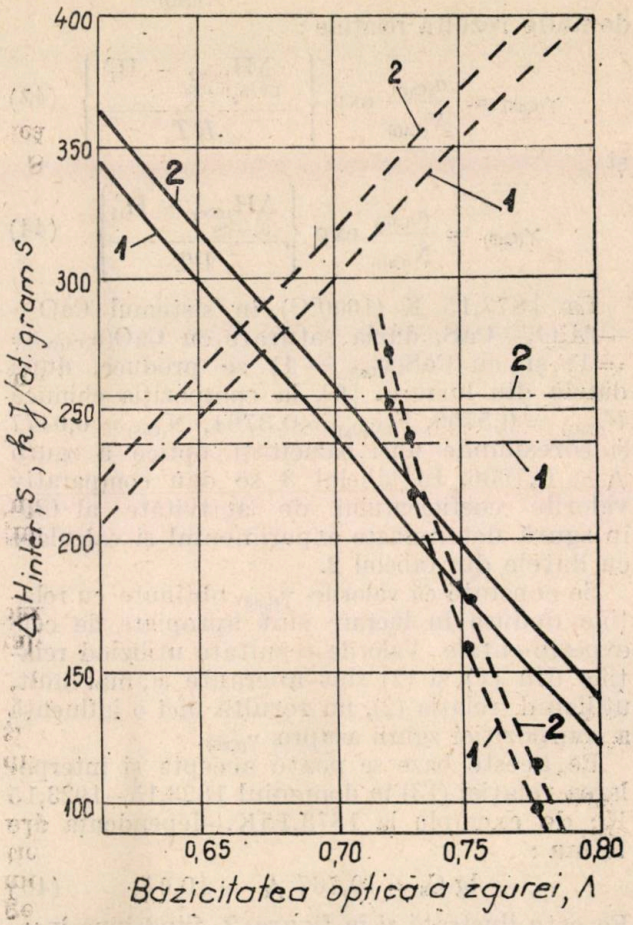


Fig. 3. Dependența entalpiei de interacțiune a sulfului la asimilarea sa în zgură, de bazicitatea optică a acesteia

Admițînd că zgura se comportă ca o topitură cu comportare regulară, pentru un component, i, avem:

$$\begin{cases} \Delta\bar{G}_i^E = \Delta\bar{H}_i^E = \Delta\bar{H}_i^M \\ \Delta G_i^E = RT \ln \gamma_i \end{cases} \rightarrow \bar{H}\Delta_i^M = RT \ln \gamma_i \qquad (40)$$

Înlocuind relația (40) în relațiile (28), (29) se obține:

$$\Delta H_{\substack{inter \\ 1/2\{S_2\} \rightarrow (S)}} = \Delta H_i^\circ + RT \ln \frac{\gamma_{(CaS)}}{\gamma_{(CaO)}} \qquad (41)$$

Tabelul 3

Comparația dintre valorile coeficientului de activitate $\gamma_{(CaS)}$, determinat experimental, și calculate la 1873,15 K și la dubla saturare cu CaO și CaS a zgurii din sistemul $CaO-Al_2O_3-CaS$

Valorile coeficientului de activitate $\gamma_{(CaS)}$ la saturație			
Experimental	Calculat cu H_{inter}, S din relațiile (32), (33)	Calculat cu H_{inter}, S din relațiile (34), (35) rezultate din (2) [2]	Calculat cu H_{inter}, S din relația (36), (37) rezultate din (1) [1]
22	24,9	$4,2.10^8$	19323

$$\Delta H_{\substack{inter \\ [S]\rightarrow(S)}} = \Delta H_{II}^{\circ} + RT \ln \frac{\gamma_{(CaS)}}{\gamma_{(CaO)}} \qquad (42)$$

de unde rezultă relațiile :

$$\gamma_{(CaS)} = \frac{a_{(CaO)}}{N_{(CaO)}} \exp \left\{ \frac{\Delta H_{\substack{inter \\ 1/2\{S_2\}\rightarrow(S)}} - H_I^{\circ}}{RT} \right\} \qquad (43)$$

și

$$\gamma_{(CaS)} = \frac{a_{(CaO)}}{N_{(CaO)}} \exp \left\{ \frac{\Delta H_{\substack{inter \\ [S]\rightarrow(S)}} - H_{II}^{\circ}}{RT} \right\} \qquad (44)$$

La 1873,15 K (1600°C) în sistemul $CaO-Al_2O_3-CaS$, dubla saturare cu $CaO(a_{(CaO)} = 1)$ și cu $CaS(a_{(CaS)} = 1)$ se produce, după datele din lucrarea [6], la compoziția chimică $N_{(CaO)} = 0,5759$, $N_{(Al_2O_3)} = 0,3704$, $N_{(CaS)} = 0,0477$ și corespunde unei bazicități optice a zgurii $\Lambda = 0,7906$. În tabelul 3 se dau comparativ valorile coeficientului de activitate al CaS în zgură determinate experimental și calculate cu datele din tabelul 2.

Se constată că valorile $\gamma_{(CaS)}$ obținute cu relațiile deduse în lucrare sînt apropiate de cele experimentale. Valorile rezultate utilizînd relațiile din (1) și (2) sînt aberante și, mai mult, utilizînd relația (2), nu rezultă nici o influență a compoziției zgurii asupra $\gamma_{(CaS)}$.

Pe aceste baze se poate accepta și interpolarea relației (13) în domeniul 1823,15—1923,15 K; de exemplu la 1873,15K, dependența are forma :

$$\lg C_S = 10,767 \Lambda - 10,64 \qquad (45)$$

Ea este ilustrată și în figura 2, fiind bine încadrată de datele experimentale din lucrarea [6].

Concluzii

Constatînd deficiențele relațiilor (1), [1] și (2), [2] s-a dedus o nouă relație (13) de dependență a $\lg C_S$ de temperatură și bazicitate a zgurii, exprimată în termenii bazicității optice, utilizînd tehnica îmbinării calculului statistico-matematic cu calculul integral.

Relația (13) este validată prin aceea că generează valori ale $\lg C_S$ extrem de apropiate cu cele obținute din relațiile de regresie liniară simplă, de tip $\lg C_S = f(\Lambda)$, la temperaturi de 1773,15, 1823,15 și 1923,15 K, pe o gamă mai largă de compoziții chimice, respectiv bazicități optice ale zgurii, decît domeniul de aplicabilitate a relațiilor (1) și (2).

S-a dedus o nouă dependență dintre entalpia de interacție a sulfului cu zgura și bazicitatea optică a acesteia. Sensul de evoluție a acestei mărimi, în funcție de bazicitatea optică, este același cu cel prognozat din datele experimentale referitoare la sistemul $CaO-Al_2O_3$, care este un sistem de referință.

Coeficienții de activitate ai CaS în sistemul $CaO-Al_2O_3-CaS$ la dubla saturare, cu CaO și CaS, prestabiliți cu relațiile (32) și (33), la 1873,15 K, sînt foarte apropiați de cei obținuți experimental [6].

Pe baza acestor date se propune acceptarea la 1873,15 K, a dependenței (45) rezultată din particularizarea relației (13).

BIBLIOGRAFIE

[1] Faral, M., Gaye, H. *Proceedings of the Second International Symposium on Metallurgical Slags and Fluxes*. Reprints, 11—14 nov. 1984, Reno, Nevada, p. 159—179.

[2] Sosinsky, D. J., Sommerville, I. D. Metallurgical Transactions, vol. 17B, iunie 1986, p. 331—337.

[3] * * * *Schlackenatlas Verein Deutscher Eiseohüttenleute Verlag* Stahleisen MBH, Düsseldorf, 1981.

[4] Sommerville, I. D., Sosinsky, D. J. *Proceedings of the Second International Symposium on Metallurgical Slags and Fluxes*. Reprints, 11—14 nov. 1984, Reno/Nevada, p. 1015—1026.

[5] Shuja, M. S. Teză de doctorat, Universitatea Strathclyde, 1970.

[6] Oztürk, B., Turkdogan, E. T. *Metal Science*, S.U.A., vol. 18, iunie 1984, p. 299—305.

[7] Richardson, F. D. *Physical Chemistry of Melts in Metallurgy*, vol. II, New York, London, Academic Press, 1974.

[8] Abraham, K. P., Richardson, F. D. In: Journal of Iron and Steel Institute, Anglia, vol. 196, 1960, p. 313—317.

[9] Kor, G. J. W., Richardson, F. D. În: Journal of Iron and Steel Institute, Anglia, vol. 206, 1968, p. 700.

[10] Jacquemot, J. În: C.I.T., Franța, 34, 1977, p. p. 1449—1459.

[11] Turkdogan, E. T., Rice, B. B., Vinters, J. V. În: Metallurgical Transactions, 5, 1974, S.U.A., p. 1527—1535.

[12] Dragomir, I. *Teoria proceselor siderurgice*, București, Ed. Didactică și pedagogică, 1985.

[13] Sharma, R. A., Richardson, D. În: Journal of Iron and Steel Institute, Anglia, vol. 198, 1961, p. 386—390.

[14] Carter, P. T., Macfarlane, G. T. În: Journal of Iron and Steel Institute, Anglia, vol. 185, 1957, p. 54—56.

EXPERIMENTĂRI PRIVIND PRODUCEREA CĂLDURII ÎN INTERIORUL ÎNCĂRCĂTURILOR CUPTOARELOR METALURGICE

Dr. ing. A. Nicolae, ing. C. Predescu,
dr. ing. Maria Nicolae, ing. C. Mihăilescu,
dr. ing. E. Rusu și dr. ing. Vasilica Dina
Institutul Politehnic București

CZ : 669.041 : 66.046.2

După cum este cunoscut, în desfășurarea proceselor termotehnologice din cuptoarele metalurgice, rolul determinant revine fenomenelor de schimb de căldură din interiorul spațiului de lucru. Schemele după care se produc aceste schimburi depind, printre altele, de modul și locul de obținere a căldurii, deosebindu-se, în acest sens, două situații: agregate în care căldura se realizează în spațiul liber al cuptorului și agregate la care energia termică se produce în interiorul conturului încărcăturii. Deoarece în cea de a doua situație eficiența funcționării energetice a cuptorului nu mai depinde și de randamentul transferului de căldură de la sursa termică la încărcătură, ea interesează, în mod deosebit, pe cei care se ocupă de calculul, construcția și exploatarea agregatelor termice.

În momentul de față, există mai multe direcții pentru obținerea căldurii în interiorul încărcăturilor: încălzirea prin rezistență electrică și prin inducție electromagnetică (pentru încărcături metalice) și încălzirea prin curenți de înaltă frecvență (pentru încărcături ceramice poroase). Cercetările care fac obiectul lucrării se înscriu în sfera obținerii căldurii în interiorul materialelor ceramice poroase în vederea uscării. Mai concret, este vorba ca încălzirea prin curenți de înaltă frecvență a amestecurilor de turnătorie, în vederea uscării (cum sînt încălzirea dielectrică sau încălzirea prin microunde), să fie înlocuită, datorită dezavantajelor de ordin economic mai ales, prin alte metode mai ieftine. S-a programat, în acest sens, cercetarea obținerii căldurii prin introducerea, în interiorul încărcăturii cuptoarelor pentru uscat miezuri de turnătorie, a unui rezistor electric care, în mod practic, poate fi reprezentat prin armătura metalică a miezului.

Justificarea planificării unor astfel de cercetări se poate face pornind de la unele premise originale sau existente deja în publicațiile de specialitate [1], [2].

Astfel, într-o primă asemănare, această nouă metodă de încălzire poate fi încadrată în domeniul procedeelor de încălzire prin conducție de contact. Fluxul termic transmis între rezistorul încălzitor *l* (fig. 1), care are temperatura la suprafață t_s, căldura specifică c_1, densitatea ρ_1 și coeficientul de conductibilitate termică λ_1, pe de o parte, și corpul de încălzit *2* reprezentat prin amestecul ceramic care are temperatura t_1, la fața interioară, temperatura t_2 la fața exterioară și caracteristicile fizice c_2, ρ_2, λ_2 și aerul înconjurător de temperatură t_a, pe de altă parte, va fi:

$$q = \frac{\lambda_2}{0{,}5\,(\delta_2 - \delta_1)}\,(t_1 - t_2) + \alpha(t_2 - t_a) \qquad (1)$$

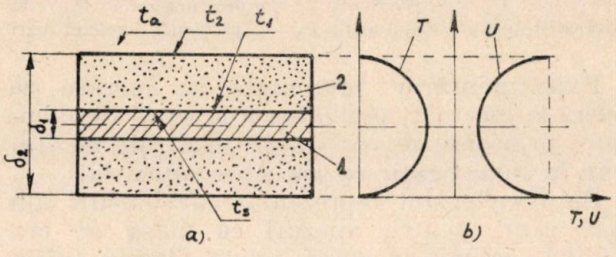


Fig. 1. Schema obținerii căldurii în corpuri ceramice prin conducte de contact:
a — amplasarea parametrilor fizici; *b* — variația în secțiune a temperaturii *T* și umidității *U*

Pentru relația de mai sus α este coeficientul de transfer între corpul ceramic și aer, iar temperatura t_1 se poate calcula în funcție de coeficientul de pătrundere a căldurii $b = \sqrt{\rho \cdot c\,\lambda}$, după cum urmează:

$$t_1 = \frac{b_s \cdot t_s + b_1 \cdot t_2}{b_1 + b_2} \qquad (2)$$

În funcție de căldura de vaporizare r [J/kg], valoarea fluxului de vapori m_v, formați pe unitatea de suprafață umedă, este:

$$m_v = \frac{\lambda_2}{0{,}5\,(\delta_2 - \delta_1)}\,(t_1 - t_2) \cdot \frac{1}{r},\ \text{kg/m}^2\,.\text{s} \qquad (3)$$

Ca procedeu de producere a căldurii în interiorul încărcăturii, metoda luată în cercetare se aseamănă și cu încălzirea dielectrică. Din întreaga teorie dedicată acestui procedeu, reținem pentru lucrarea de față aspectul conform căruia, la gradienți mari de temperatură pe secțiunea materialului de încălzit (de așteptat

la existența unui rezistor cald în interior), repartiția umidității devine favorabilă transferului masic de la interior către suprafață (fig. 2).

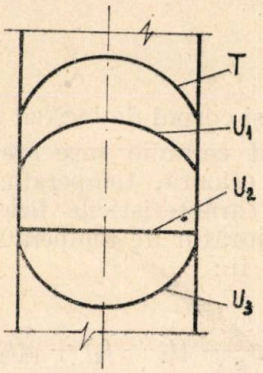


Fig. 2. Variația temperaturii și a umidității la încălzirea dielectrică: U_1 — la gradienții de temperatură mici; U_2 — la gradienții termici constanți; U_3 — la gradienții termici mari

Experimentările prezentate în lucrare se referă la încercări preliminarii la scară de laborator prin care se vor stabili condițiile de trecere la investigații cu caracter industrial.

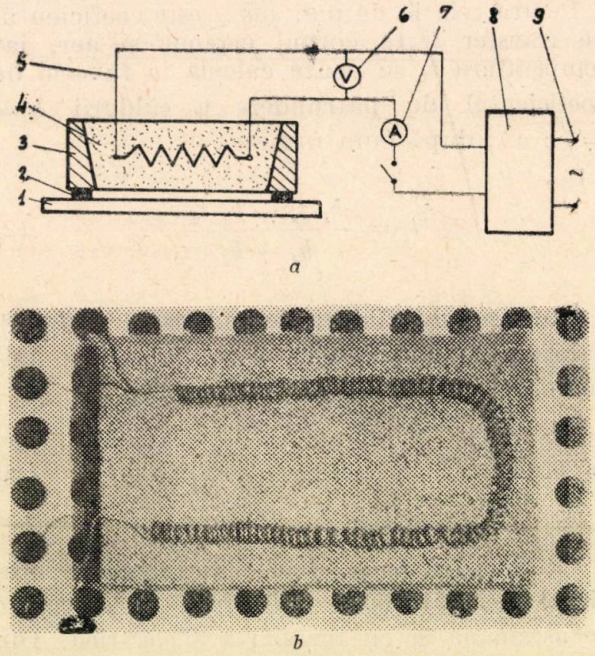
Epruvetele sînt reprezentate de blocuri din amestecuri pentru miezuri cu masa de cca 1,2 kg, preparate după rețete clasice (nisip cuarțos, bentonită, apă).

Umiditatea s-a determinat gravimetric prin cîntăriri periodice folosind o balanță de laborator. Prin probe etalon se înțelege o epruvetă uscată într-o instalație de uscare obișnuită prin metoda convectivă la o temperatură de cca 200°C.

Schema instalației cu ajutorul căreia s-a lucrat este prezentată în figura 3. Armătura miezului reprezintă un rezistor care constituie, în același timp, elementul încălzitor aflat în interiorul încărcăturii.

Epruvetele au fost așezate pe un grătar de lemn pentru a se evita condensarea umidității pe o eventuală suprafață metalică compactă.

Rezultatele diverselor încercări sînt redate în tabelul 1, iar prelucrarea lor grafică în figura 4.



a

b

Fig. 3. Instalația utilizată:
a — schemă; *b* — secțiune foto prin epruvetă;
1 — grătar; 2 — suporți; *3* — ramă; *4* — amestec de miez;
5 — rezistor; 6 — voltmetru; *7* — ampermetru; *8* — transformator; *9* — sursă de curent

Tabelul 1

Variația indicilor de uscare, I_U, %

Proba / min	0	10	20	30	40	50
1) 5 A; 15 V	100	200	180	195	195	175
2) 5 A; 25 V	100	175	160	155	190	170
3) 10 A; 50 V	100	280	305	260	265	295
4) 10 A; 70 V	100	160	145	150	160	165
5) 15 A; 65 V	100	215	195	220	180	180
6) 15 A; 90 V	100	200	185	195	190	190

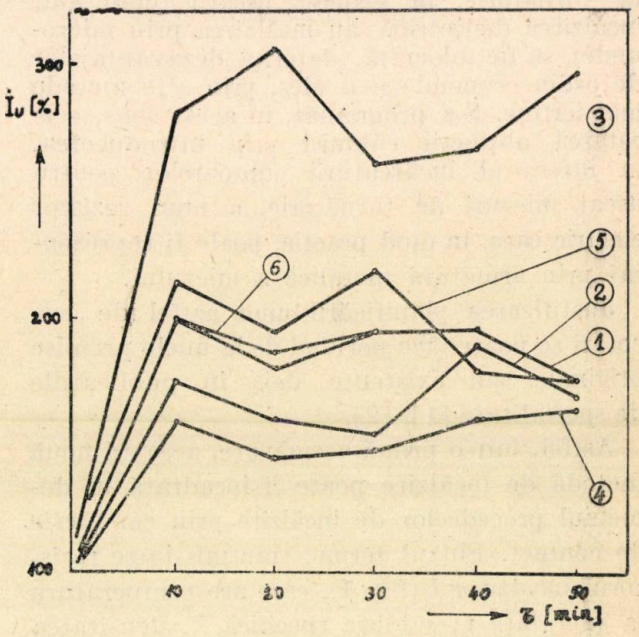


Fig. 4. Variația în timp a indicelui de uscare

Dinamica procesului de uscare de-a lungul încercărilor a fost caracterizată prin stabilirea indicilor de uscare definiți prin relația (4):

$$I_U = \frac{U_{p\cdot e}}{U_{p\cdot c}} \cdot 100, \ [\%] \qquad (4)$$

în funcție de umiditatea probei cercetate și a probei etalon.

Concluzii

Analiza cercetărilor efectuate duce pe scurt la următoarele concluzii:

— prin metoda cercetată, consumurile specifice de energie la uscare sînt, în funcție de variantele aplicate, egale cu 2—5 MJ/kg apă, față de 18—26 MJ/kg apă, înregistrate la cuptorul turn cu transportor vertical sau de 14,5—19,5 MJ/kg apă la cuptorul continuu cu transportor orizontal;

— calitatea procesului de uscare apreciată prin rebutul datorat arsurilor, crăpăturilor și exfolierilor este superioară celei înregistrate la procedeele clasice;

— există premise favorabile pentru trecerea la experimentări industriale care să vizeze și proiectul tehnologic pentru instalațiile de uscare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Murguleț, N., Nicolae, A., Predescu, C. și Mihăilescu, C.: *Agregate și instalații termice pentru turnătorii*. București, Litografia I.P.B., 1988.

[2] Mihăilă, C. *Procese și instalații industriale de uscare*. București, Ed. Tehnică, 1982.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, Germania, nr. 1, 1991

Un an de experiență în exploatare a instalației CSP pentru bandă laminată la cald, la firma Nucor Steel Corporation, p. 37

Dezvoltarea ingineriei tehnologice aplicate la construirea instalațiilor utilizate în viitor la fabricarea benzilor late la cald, p. 47

Aspecte privind utilizarea industrială a simulărilor de proces în domeniul laminării, p. 63

Deformarea la cald și proprietățile pieselor forjate grele austenitice, p. 71

Fabricarea profilelor din punctul de vedere al fabricării sculelor, p. 79

Influența conținuturilor reduse de fosfor asupra proprietăților în funcționare ale oțelurilor de construcții cu granulație fină și ale oțelurilor pentru țevi de transport la mare distanță, p. 83

Controlul zgurii și optimizarea procesului începînd cu desulfurarea fontei brute pînă la descărcarea convertizorului, p. 119

Controlul zgurii și optimizarea acesteia în metalurgia secundară, p. 125

Valorificarea zgurilor de oțelărie, p. 133

Situația reformelor economice în Polonia, Ungaria, Cehoslovacia și U.R.S.S., p. 139

Criza reorganizării în Germania de Est, p. 142.

Stahl und Eisen, Germania, nr. 2, 1991

Proiectul de turnare a benzilor subțiri, al firmelor Krupp Stahl AG și VEDM Nickel — Technologie, p. 51

Turnarea benzilor prin procedeul cu două role — stadiul și dezvoltarea firmei Thyssen Stahl AG, p. 61

Turnarea în formă aproape finită a benzilor din oțel subțiri, într-o instalație cu două role cu forță reglată, de tipul Bessemer, p. 69

Cercetări privind turnarea benzilor din oțel inoxidabil și oțel cu conținut de siliciu la firma ZFW, Dresda, p. 79

Intrarea în funcțiune a unei instalații de degazare în oală, la uzinele siderurgice Krupp Mannesmann, p. 81

Comportarea la dizolvare a cărămizilor de carbon în baia de fontă, p. 89

Progrese în tehnologia de depozitare și de transport, p. 98

Evoluția defectelor zonei marginale la matrița de forjat, p. 113

Influența conținuturilor reduse de fosfor asupra proprietăților de tenacitate ale oțelului refractar 30CrMoNiV5 11, p. 121.

STAL, U.R.S.S., nr. 10, 1990

Îmbunătățirea calității fontei prin perfecționarea tehnologiei de elaborare și de tratament în afara cuptorului, p. 4

Aplicarea legităților schimbului de căldură la controlul procesului de elaborare în furnal, p. 9

Model fizico-chimic de structură a topiturilor de zgură, p. 14

Formarea incluziunilor în faza inițială de dezoxidare a oțelului, p. 22

Rolul proceselor probabile în formarea structurii la solidificare, p. 28

Îmbunătățirea calității oțelului prin reglarea compoziției și cantității de incluziuni nemetalice, p. 32

Curățarea de arsuri la temperaturi înalte a suprafeței metalului solid, p. 34

Reducerea consumului de metal la fabricarea laminatelor și îmbunătățirea calității acestora, p. 38

Elaborarea de aliaje complexe silicioase cu bor, p. 42

Modelul matematic al operațiilor tehnologice la linia de laminare la cald a benzilor late, p. 46

Căi de îmbunătățire a fiabilității tehnologiei de laminare a tablei, p. 50

Stabilirea îndreptării elastice a cilindrului de lucru la laminarea la rece a tablei subțiri p. 54

Teoria calculului energiei și forței în cazul procedeului de curățare abrazivă și cu pulberi a laminatului de arsuri, p. 56

Soluții noi la fabricarea țevilor sudate electric cu cusătură dreaptă cu diametru mediu, p. 61

Datele teoretice ale procesului de laminare continuă la rece a țevilor pe dorn lung, p. 64

Legitățile aderării metalului pe sculă de lucru la tragerea țevilor pe dorn scurt, p. 69

Capacitatea de stratificare a sîrmei trase la rece, p. 27

INFLUENȚA CALITĂȚII MASELOTAJULUI EXOTERM ȘI AL TIPULUI DE LINGOTIERĂ ASUPRA EVOLUȚIEI SOLIDIFICĂRII LINGOURILOR DE 1000 kg DIN OȚEL RAPID ȘI A DEFECTELOR DIN SEMIFABRICATELE FORJATE (*Partea a II-a*)

Cercet. șt. pr. fiz. Victoria Păsărică
I.C.E.M. S.A.

ing. pr. Ionica Moiceanu și ing. V. Ionescu
C.O.S. Tîrgoviște

CZ : 669.14.018.252.3 : 621.73

Apariția defectelor de compactitate și a neomogenităților structurale în lingou este legată de compoziția oțelului, de condițiile de turnare (viteza și temperatura), precum și de forma și dimensiunile lingotierei și a maselotierei (deci de modul în care se face schimbul de căldură cu exteriorul în procesul de solidificare). Pentru a realiza o structură compactă este necesar să se asigure o evacuare a căldurii din lingou, astfel încît solidificarea să aibă loc consecutiv, începînd de la picior către maselotă, creînd posibilitatea alimentării permanente cu metal lichid a tuturor zonelor în curs de solidificare, alimentare care influențează, în mare măsură, formarea și propagarea neomogenităților fizice în corpul lingoului. În acest sens, un rol determinant îl au atît forma și dimensiunile părții superioare a lingoului, cît și proprietățile termoizolante ale materialelor utilizate pentru conservarea căldurii lichidului din maselotieră (un timp cît mai îndelungat).

Un criteriu de dirijare practică a procesului de solidificare este și cel al raportului dintre vitezele de solidificare verticală și orizontală (legate de deplasarea limitelor izolichidus și formarea crustei) și influența acestuia asupra formării structurii lingoului (fig. 1). Astfel, s-a demonstrat că cu cît raportul H/D (unde H este înălțimea și D — diametrul mediu al lingoului) este mai mic (există practic un raport „critic" R_c al raportului H/D), cu atît mai bune sînt condițiile de alimentare a straturilor de oțel în curs de solidificare, deci cu atît este mai compactă macrostructura lingoului [1], [3]. Dacă concomitent cu reducerea raportului H/D crește conicitatea lingoului, atunci apare în plus și o reducere a neomogenității în formă de „V" din zona axială.

Circulația metalului lichid în partea nesolidificată a lingoului predetermină, în mare măsură, structura cristalină, segregația axială și, în general, neomogenitățile fizice din metal. De aceea, trebuie acordată o atenție deosebită transferului de căldură prin convecție. Studiind schema zonelor de solidificare și a defectelor tipice pentru un lingou de oțel calmat, Flemings F.C. arăta că segregațiile de formă de „V" (de-a lungul axului) și de formă de „A" (la mijlocul razei lingoului) sînt rezultatul existenței curenților de convecție (creați de diferențele gravitaționale prezente în cursul solidificării), care antrenează incluziunile nemetalice de tip oxidic din zona axială către piciorul lingoului (prin „ploaia" de cristale), formînd segregațiile în formă de „V", în timp ce sulfurile și oxisulfurile de mangan tind să se localizeze în benzile de segregare în formă de „A".

Experimentările cu radioizotopi pe lingouri de diferite tipodimensiuni au arătat că mișcarea masei de lichid în miezul lor se prelungește uneori (mai ales pentru lingouri mari și cu H/D mic) pînă la o durată cu peste 50% mai mare decît timpul total de solidificare dat de relația clasică. Aceleași lucrări au arătat că, la începutul perioadei de solidificare, vitezele curenților de convecție sînt mari. Apoi mișcarea de convecție scade în intensitate și — așa cum s-a stabilit prin metoda modelării — în miezul lichid are loc o mișcare în regim turbulent. De asemenea, prin metode analitice s-a arătat că viteza curenților de convecție ascendenți (pe ax) este mai mică decît viteza curenților descendenți (de-a lungul frontului de solidificare), ceea ce corespunde cu datele obținute prin metodele de modelare, explicîndu-se totodată formarea zonelor structurale, precum și distribuția incluziunilor nemetalice și a segregațiilor [1], [2], [4].

Experimentările pe modele și cele realizate cu ajutorul radioizotopilor au arătat că viteza de deplasare convectivă a metalului crește în direcția piciorului lingoului, dar se reduce în zona inferioară a lingotierei, ca urmare a întoarcerii curenților în sens invers (pe axa lingoului) în locul de formare a conului de sedimentare a impurităților (fig. 2) [1], [5]. Dar viteza de cristalizare a oțelului depinde de suprafața și forma secțiunii transversale a lingoului, ceea ce modifică viteza curenților de convecție. Astfel, la un lingou cu masă și secțiune transversală mici, pe măsura deplasării frontului de solidificare spre ax (cînd viteza de cristalizare scade), după întoarcerea curenților de convecție descendenți, incluziunile ușor fuzibile de silicați din zona inferioară a lingoului nu mai sînt depuse în „conul de sedimentare" de la picior, ci sînt duse de curenții ascendenți către zonele medii și chiar superioare, unde vor fi distribuite în nodul termic. De aceea, în lingoul de oțel calmat, pe lîngă zona conului de sedimentare, o zonă cu cantități mari de incluziuni (de tipul sulfurilor și oxisulfurilor) este zona de segregare în „V".

Sulful, care segregă mult, formează, în zonele care se solidifică, ultimele straturi de sulfuri şi combinaţii ale acestora cu silicaţi şi oxizi, care se dispun în formă de „V" (mai accentuat la lingourile mari). Cea mai mare cantitate de sulfuri se găseşte însă în zona de sub maselotă şi în zonele de segregaţie în formă de „A".

Calitatea macrostructurii lingoului este influenţată şi de procedeul şi regimul de turnare a oţelului. Astfel, la turnarea prin sifon, cea mai mare cantitate de căldură este absorbită de lingotieră în partea inferioară a lingoului, şi anume în locul de întîlnire a fluxurilor convective cu pereţii lingotierei. Încălzirea locală a pereţilor lingotierei influenţează considerabil formarea lingoului în perioada apariţiei crustei, determinînd apoi reducerea vitezei de solidificare şi, ca urmare, creşterea cantităţii de incluziuni nemetalice în piciorul lingoului [1]. O temperatură joasă de turnare a oţelului duce la extinderea defectelor de macrostructură în lingoul turnat prin sifon.

Legat de neomogenitatea structurală, în lucrarea [5] se arăta că un oţel cu conţinut ridicat de carbon (şi conductibilitate termică mare) se solidifică cu viteză mare, ceea ce duce la întreruperea creşterii cristalelor columnare şi la apariţia unei zone bifazice dezvoltate. Dacă temperatura oţelului la turnare este mare, atunci viteza de cristalizare scade şi zona cristalelor columnare se extinde, însă aceasta duce la formarea unor regiuni de concentrare mare a incluziunilor nemetalice şi la apariţia unui strat larg de difuzie a elementelor segregate (procesul fiind accentuat şi de încetinirea curenţilor de convecţie din oţelul încă nesolidificat din miezul lingoului). Pentru lingourile cu secţiune mică, zona de transcristalizare rămîne totuşi îngustă (faţă de lingourile cu secţiune mare), deoarece influenţa supraîncălzirii oţelului şi a curenţilor de convecţie asupra limitei solid-lichid este de durată scurtă.

Dar, toate aceste fenomene decurg astfel atunci cînd maselotiera reprezintă un rezervor de alimentare cu metal lichid pe o durată lungă din procesul de solidificare, ceea ce duce la realizarea unui lingou cu structură compactă (dacă alimentarea nu este deranjată de formarea unor „punţi" sau a altor forme de material solidificat spre partea superioară a lingoului, care vor interfera fluxul de metal lichid). De aici rezultă necesitatea menţinerii căldurii în zona dinspre capul lingoului.

Pierderile de căldură prin maselotieră depind de forma şi dimensiunile acesteia, de capacitatea materialului termoizolator de a conserva căldura oţelului lichid (deci de compoziţia chimică şi mineralogică a materialului respectiv), dar şi de gradul de izolare termică a oglinzii băii şi de modul de montare a maselotierei pe lingotieră (pierderi foarte mari existînd la nivelul de separaţie, în consolă). Consumul mare de căldură pentru încălzirea materialului maselotierei afectează cantitatea de căldură care trece din metalul aflat în volumul maselotierei către corpul lingoului, influenţînd formarea şi viteza curenţiior de convecţie, precum şi formarea şi extinderea golurilor de contracţie, a segregaţiilor şi a incluziunilor în lingou, în funcţie şi de forma şi masa acestuia.

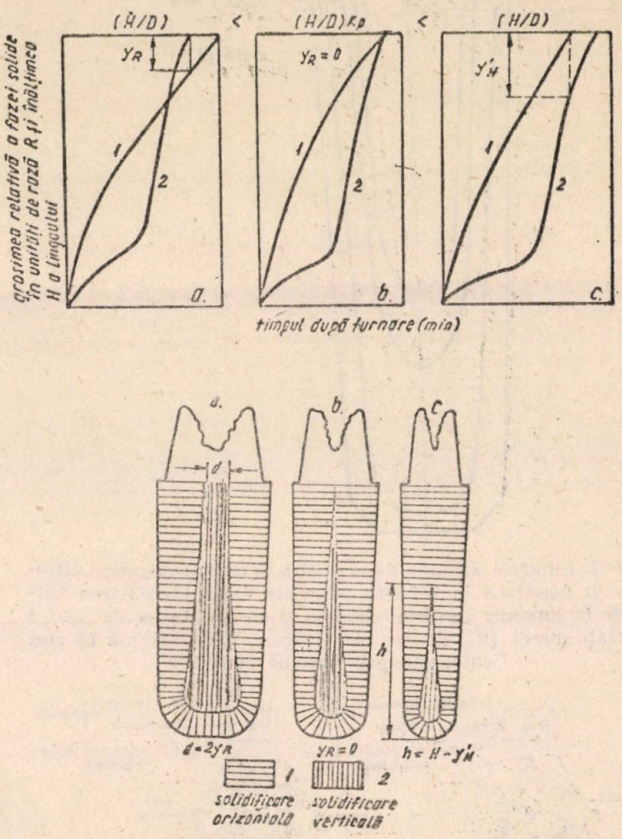


Fig. 1. Schema solidificării orizontale şi verticale a lingourilor cu diferite raporturi H/D faţă de raportul critic (Rc) [1], [3]; *a* — lingouri scurte cu H/D < Rc; *b* — lingouri de înălţime critică; *c* — lingouri svelte cu H/D > Rc

Chiar în cazul unei bune izolări a suprafeţei deschise a băii metalice (cu materiale exoterme), cîmpul de temperatură a suprafeţei laterale a maselotierei depinde de proprietăţile termofizice ale materialului din care este executată. Influenţa acestor proprietăţi asupra calităţii lingourilor se studiază experimental pentru fiecare tipodimensiune de lingou şi compoziţie de oţel. În acest sens, s-au iniţiat şi lucrările efectuate la C.O.S. Tîrgovişte privind eficienţa termică a două tipuri de bucşe ceramice exoterme (*A* şi *B*) şi deci influenţa acestora asupra macrostructurii lingourilor de oţel rapid (cu compoziţia redată în tabelul 1), avînd masa de 1000 kg, turnate prin sifon în două tipuri de lingotiere cu H/D = 3, şi anume: G10 cu secţiune hexagonală şi R10 cu secţiune circulară.

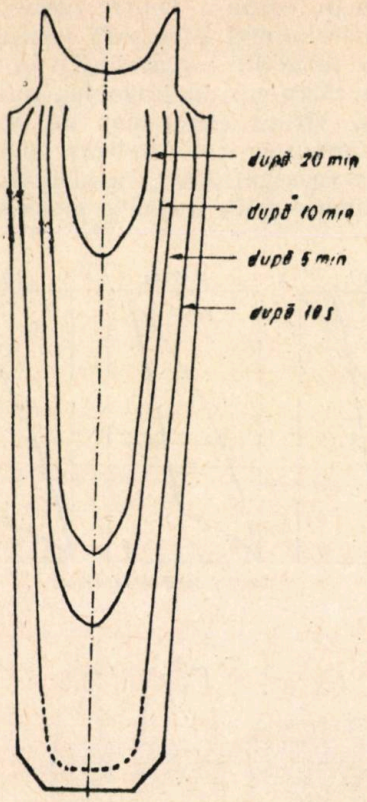


Fig. 2. Limitele zonelor de repartiție a radioizotopului introdus în maselotă la diferite momente după terminarea turnării în lingouri „svelte" (H/D=4) cu greutatea de 1,17 t turnate direct [2], despre care Efimov V. A. afirmă că sînt calculate prin metode analitice

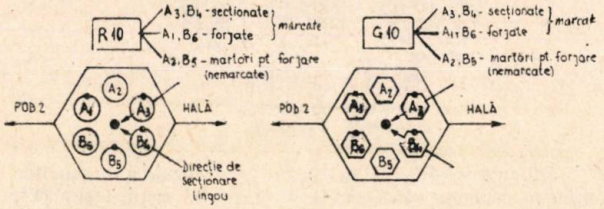


Fig. 3. Schema așezării pe podul de turnare a lingourilor marcate cu P-32, turnate în lingotiere de tip R 10 și G 10, cu maselotiere A și B

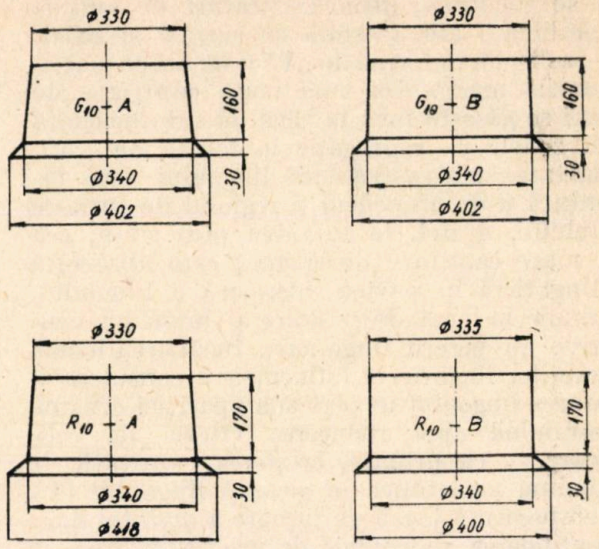


Fig. 4. Dimensiunile interioare ale bucșelor exoterme A și B, montate pe lingotierele G 10 și R 10 din șarjele experimentale

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelului RP5 realizată în șarjele experimentale turnate în lingotiere G10 și R10 cu bucșe ceramice exoterme de tip A și B

Elementul analizat, %	Tipul lingotierei	
	G—10	R—10
C	0,84	0,83
Mn	0,28	0,40
Si	0,41	0,41
S	0,011	0,014
P	0,027	0,023
Cr	3,93	3,95
Ni	0,31	0,24
Cu	0,19	0,18
Mo	4,80	4,65
W	6,09	5,45
V	1,86	1,86

Tabelul 2

Date privind turnarea, marcarea și măsurătorile efectuate pe lingourile experimentale de 1000 kg (H/D = 3)

Tipul lingotierei și al maselotierei	Temperatura oțelului, °C		Timpul de turnare		Momentul imersării izotopului în maselotieră	Dimensiunile medii ale maselotei $\overline{M}$, mm (cuvă + consolă)	Cantitatea de oțel absorbită din volumul maselotei în corpul lingoului, %
	la evacuare	la turnare	corpul lingoului	maselotă			
G 10 $\frac{A}{B}$	1571	1524	3 min 35 s	2 min 05 s	I — 0 min 10 s II — 8 min 10 s III — 18 min 10 s	A — 172 mm (146+26) B — 124 mm (86+38)	$\frac{12,3}{31,6}$ $\frac{B}{A} = 2,6$
R 10 $\frac{A}{B}$	1612	1530	3 min 20 s	2 min 03 s	I — 0 min 15 s II — 8 min 15 s III — 18 min 15 s	A — 164 mm (117+47) B — 111 mm (74+37)	$\frac{17,9}{43,3}$ $\frac{B}{A} = 2,4$

Experimentările s-au desfăşurat după metodologia şi cu metodele prezentate în lucrarea [5] pentru lingourile de oţel rapid cu masa de 600 kg şi H/D = 2, turnate în lingotiere de tip V6 cu bucşe ceramice de dimensiuni adecvate, fabricate din aceleaşi materiale *A* şi *B* dar care au proprietăţi termofizice diferite.

În lucrarea aceasta s-au utilizat bucşe cu dimensiunile redate în figura 4, fasonate din materialele *A* şi *B*, montate pe lingotiere G10 şi R10 şi experimentate în aceleaşi condiţii pentru fiecare tip de lingotieră. Astfel, pe acelaşi pod de turnare s-au montat cîte trei lingotiere *G* (sau *R*), cu bucşe de tip *A* şi cîte trei cu bucşe de tip *B* (aranjate pe pod şi notate ca în figura 3). În tabelul 2 se prezintă temperaturile oţelului şi durata de turnare pe podurile pe care s-au montat lingotierele *G* sau *R* cu bucşe experimentale, cu menţiunea că în lingotiere s-a administrat praf TM-2, iar pentru acoperirea băii de metal din bucşă s-a utilizat praful exoterm EXO-H. După terminarea turnării pe pod (deci după umplerea cu metal lichid a bucşelor), în cîte două lingotiere montate cu bucşe *A* (notate în figura 3 cu A_1 şi A_3) şi cîte două cu bucşe *B* (notate B_4 şi B_6) — cu poziţii relativ similare, patru operatori au introdus simultan cîte o porţie de fosfor radioactiv pe la partea superioară a bucşelor (sub stratul de zgură), la două-trei intervale de timp pe durata totală de solidificare a lingourilor (tab. 2). Dozarea izotopului P-32, modul şi momentul imersării capsulei din folie de aluminiu care conţinea şpanul fin de cupru fosforos activat (cu un mic adaos, de granule fine de plumb) s-au făcut ca şi în lucrarea [1], ţinînd seamă de cantitatea de oţel lichid estimată să se afle încă în miezul lichid al lingourilor la cele trei momente de marcare. Pe fiecare pod cu acelaşi tip de lingotieră (*G* sau *R*), în două lingotiere cu aceeaşi poziţie relativă (A_3 şi B_4), s-au introdus cîte trei porţii de izotop (la momentele indicate în tabelul 2), iar în celelalte două lingotiere (A_1 şi B_6) — simetric aşezate în raport cu primele — s-au introdus numai cîte două porţii (I şi III), marcîndu-se doar fronturile de solidificare de la piciorul şi capul lingoului.

După marcare şi solidificare, lingourile turnate în aceleaşi condiţii (GA_3, GB_4) şi (RA_3, RB_4) s-au tratat termic pentru înmuiere. Apoi, după răcirea completă s-au secţionat longitudinal, după ce în prealabil lingourile şi maselotele s-au debitat la ferăstrăul circular în cîte trei calupuri (a se vedea liniile punctate transversal în figurile 5 şi 7 — pierderea prin tăiere fiind de 12 mm). Pentru a se observa influenţa curenţilor reci din exterior, comparativ cu influenţa căldurii dinspre sifon asupra evoluţiei solidificării, secţionarea longitudinală s-a făcut în planul format de axul lingoului cu axul sifonului de turnare (punîndu-se cap la cap jumătăţile de calupuri corespunzătoare). Suprafaţa secţiunilor axiale longitudinale prelucrate fin s-a acoperit cu plan-filme sensibile la radiaţia izotopului P-32 (Kodak-Industrex tip M, format 30 × 40 cm) pentru a se înregistra distribuţia fosforului în lingou atît la limita solid-lichid, cît şi în zonele de concentrare a segregaţiilor (se ştie că S şi P segregă în acelaşi mod).

În prealabil, s-au copiat la scara 1 : 1 contururile secţiunilor prin corpul + maselotele lingourilor marcate la trei momente diferite pe durata solidificării, inclusiv sulfurile, neregularităţile de formă ale retasurilor şi golurilor de contracţie din zona axială. Acestea sînt redate în figura 5, pentru lingourile GA, GB, şi în figura 6 pentru lingourile RA, RB, la scară mult micşorată faţă de originale (sub 1 : 10). Celelalte patru lingouri — GA_1, GB_6 şi RA_1, RB_6 — în care s-au efectuat numai două marcări, pentru fronturile de solidificare de la picior (la 15 s după terminarea turnării) şi de la capul lingourilor (la peste 18 min de la umplerea maselotierei), s-au încălzit pentru a fi forjate în ţagle, cu scopul de a observa gradul de deformare a fronturilor marcate (respectiv curgerea materialului) în procesul de forjare şi distribuţia în ţagle a discontinuităţilor de material (goluri de contracţie, segregaţii), formate în lingou în timpul solidificării.

Menţionăm că lingourile marcate GA şi GB destinate forjării în ţagle au fost mai întîi preforjate în blumuri ∅ 250 mm, după care s-au debitat maselotele şi apoi s-au introdus în maşina de forjare radială S × 40, obţinîndu-se semifabricatele cu ∅ 145 mm, iar lingourile marcate RA şi RB s-au introdus direct în maşina de forjare radială S × 40, fără debitarea prealabilă a maselotelor, realizîndu-se ţagle cu ∅ 135 mm.

Paralel cu cele patru lingouri marcate — lingourile GA_2, GB_5 şi RA_2, RB_5 destinate forjării în ţagle (fig. 3) — s-au utilizat ca „martori" (nemarcaţi) în procesul de forjare, cu scopul de a urmări comportarea zonelor de la capul lingourilor respective în timpul deformării (în mod deosebit desprinderea maselotelor de corpul lingourilor) şi macrostructura ţaglelor realizate, comparativ cu lingourile forjate după marcare cu fosfor-32.

Vom studia mai întîi evoluţia procesului de solidificare în lingourile turnate în lingotierele G10 şi R10, avînd ca maselotiere bucşe ceramice exoterme de tip *A*, comparativ cu cele realizate cu bucşe de tip *B*. Autoradiografiile distribuţiei izotopului radioactiv în diferite zone din corpul lingourilor şi în volumul bucşelor studiate se prezintă în figura 6, pentru lingourile GA şi GB, şi în figura 8, pentru lingourile RA şi RB (la scara de 1 : 10), suprapuse peste desenele redate la aceeaşi scară în figurile 5 şi 7.

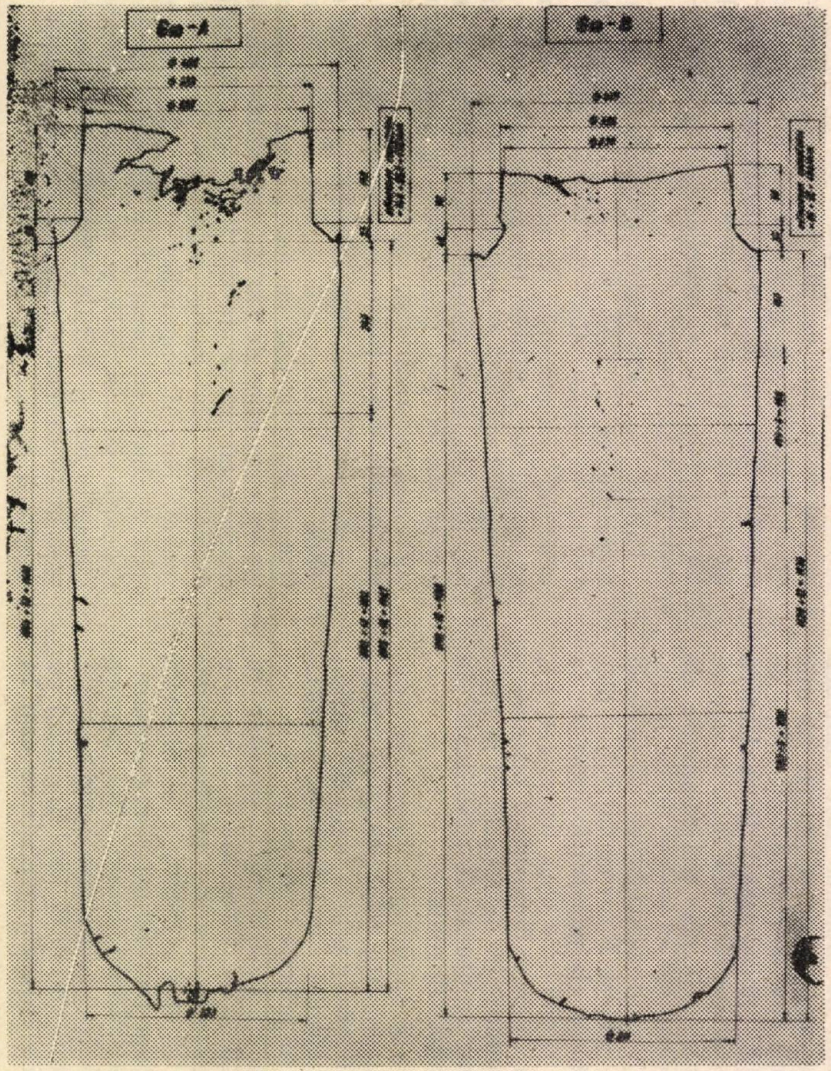


Fig. 5. Desenele de contur ale secțiunilor longitudinale axiale prin lingourile și maselotele acestora, de tip G 10, turnate cu bucșele A și B (inclusiv discontinuitățile de material vizibile pe suprafața prelucrată), secțiuni pe care s-au realizat autoradiografiile din figura 4.

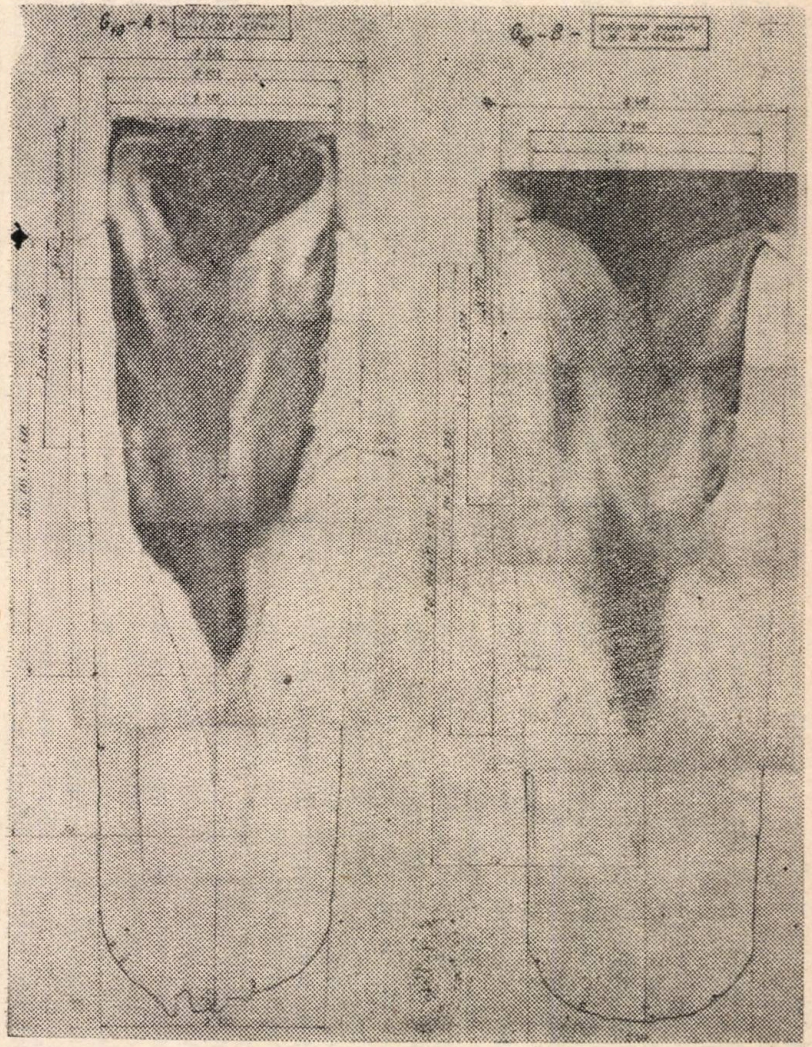


Fig. 6. Autoradiografiile repartiției P-32 în oțelul lichid și alura fronturilor de solidificare la cele trei momente de marcare, pentru lingourile de 1000 kg turnate în lingotiere G 10 cu bucșe exoterme de tip A și B (în original scara 1 : 1)

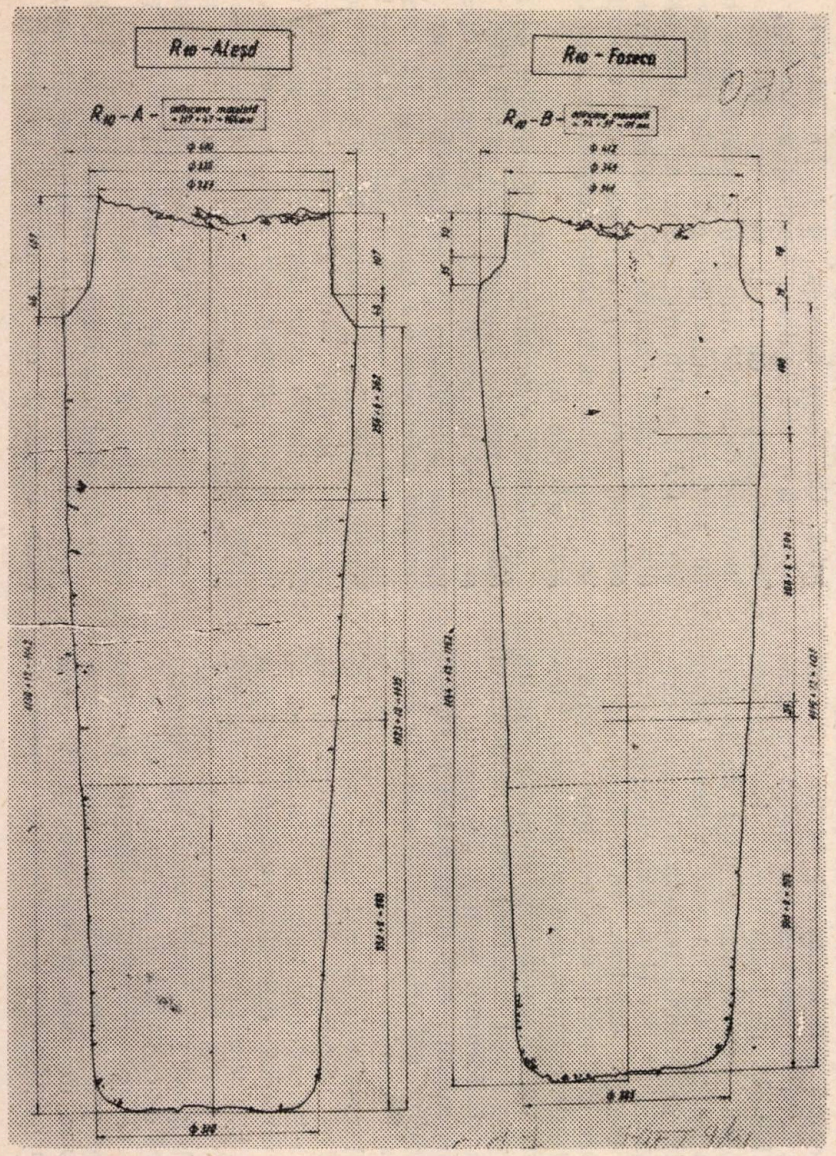


Fig. 7. Desenele de contur ale secţiunilor longitudinale axiale prin lingourile şi maselotele acestora, de tip R 10, turnate cu bucşele A şi B (inclusiv discontinuităţile de material vizibile pe suprafaţa prelucrată), secţiuni pe care s-au realizat autoradiografiile din figura 6.

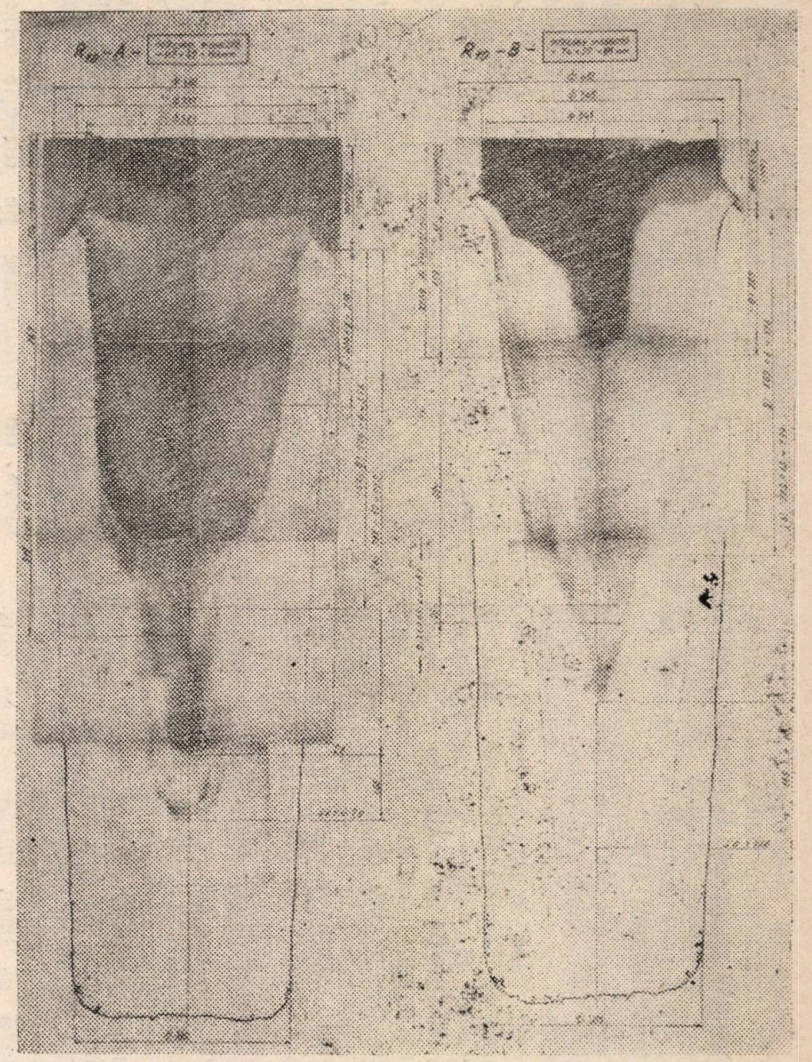


Fig. 8. Autoradiografiile repartiţiei P-32 în oţelul lichid şi alura fronturilor de solidificare la cele trei momente de marcare, pentru lingourile de 1000 kg turnate în lingotiere R 10 cu bucşe exoterme de tip A şi B. (în original scara 1 : 1)

Analizînd *forma și dimensiunile retasurii lingourilor G10*, turnate cu bucșe A, comparativ cu cele turnate cu bucșe B (fig. 5) rezultă că lingoul GA_3 prezintă retasuri cu tendință de închidere, de formă ascuțită și de șase ori mai adînci decît lingoul GB_4.

Înălțimea medie a maselotei este de 172 mm la lingoul GA (din care 146 mm în bucșă, restul constituind „consola") și de 124 mm la lingoul GB (din care 86 mm în bucșă). Dacă forma retasurii la lingoul GB este plată, în schimb la lingoul GA apare o retasură foarte adîncă și cu tendință de închidere la partea superioară. O mare cantitate de metal este solidificată pe pereții bucșei A, în timp ce în bucșa B, întregul volum de metal lichid coboară lent spre corpul lingoului, fără să „ude" pereții. Aceasta arată că eficiența termică a bucșei A este mai slabă decît cea a bucșei B, deoarece la primul contact al oțelului lichid cu pereții acesteia are loc o răcire importantă a metalului, dovadă fiind prezența zonei neradioactive (deci aflată în stare solidă în momentul imersării primei porții de izotop, la 10 s după terminarea turnării) pe autoradiografia dată în figura 6-GA (zona de culoare albă din imediata apropiere a pereților bucșei, care este și mai accentuată la baza bucșei — spre consolă și chiar sub nivelul de separație lingou-maselotă). Autoradiografia lingoului GB (fig. 6), turnat în aceleași condiții, prezintă o radioactivitate intensă și uniformă (de la prima porție de izotop — nuanța gri din frontul I și pînă la ultimul stadiu de solidificare — nuanța neagră a frontului III) în tot volumul bucșei B, ceea ce arată că aici oțelul s-a aflat în stare lichidă pe toată durata solidificării. Prin urmare, pentru același mod de izolare termică a oglinzii băii cu praf exoterm, bucșa B prezintă proprietăți termoizolatoare și exoterme superioare bucșei A, ceea ce arată că în bucșa B reacția exotermă se declanșează cu viteză mare și duce la degajarea unei cantități importante de căldură, care compensează pierderile prin pereții laterali și menține căldura în timp, permițînd coborîrea lentă a nivelului băii (fără să formeze scoarță de metal solidificat), pe măsură ce metalul lichid participă la completarea golurilor de contracție din zona centrală a lingoului.

Calculul *cantității de oțel lichid adsorbit în lingoul G10* (diferența dintre cantitatea de oțel aflată în volumul bucșei și cea rămasă — solidă), în maselota lingoului, arată că în timp ce în lingoul GB se absoarbe circa 32% din oțelul existent în bucșa B pe toată durata solidificării, în lingoul GA intră numai aproximativ 12%, adică de circa 2,5 ori mai puțin (tab. 2) — avînd în vedere că volumul interior al celor două bucșe este identic (fig. 4). Evident, o asemenea stare de fapt se va reflecta, în mod diferit, în *amplasarea și extinderea zonelor de discontinuități din lingourile GA și GB*, așa cum se observă din compararea acestora (fig. 5 și 6). Astfel, în lingoul GA, zona de discontinuități de material (goluri de contracție cu lățimea de 4—6 mm și lățimi de 15—20 mm) continuă retasura în corpul lingoului de-a lungul axului pînă la circa 245 mm sub maselotă (1/5 H) și pe direcție radială, pe o distanță egală cu circa 1/6—1/4 din raza lingoului, zonă care corespunde pe autoradiografia GA din figura 6 cu petele albe (neradioactive, solidificate) și petele gri (slab radioactive, cu metal în stare vîscoasă), în care lichidul activat cu P-32 din volumul bucșei n-a putut să pătrundă din cauza „punților" de metal solidificat care s-au format la baza maselotierei (în consolă), discontinuități care nu permit alimentarea corectă și uniformă a tuturor straturilor din lingoul aflat în curs de formare. În zona respectivă — treimea superioară — se suprapune însă și influența rece a mediului, pe latura lingoului opusă sifonului de turnare, care se manifestă prin deformarea liniei solid-lichid mai ales la frontul I (la 10 s) și în special în treimea mijlocie a lingoului, legată fiind și de gradul înalt de svelteță H/D = 3 al acestuia, deci de viteza mare de solidificare pe direcție orizontală (raportat la figura 1).

În lingoul GB retasura este foarte plată, iar discontinuitățile legate de zona de la cap-lingou sînt concentrate sub crusta de la partea superioară a maselotei (situată în volumul maselotierei), golurile avînd și dimensiuni mult mai mici. Cu toate acestea, și la lingoul GB se observă o zonă de discontinuități axiale (fig. 5), întinse paralel cu axul pe circa 200 mm — începînd de la 160 mm sub maselotă, care însă nu sînt constituite din goluri de contracție (ca la GA), ci din mici porozități și, mai ales, din impurități (zgură) și segregații (dovadă că sînt radioactive); acestea s-au evidențiat pe autoradioagrafia zonei respective din lingoul GB (fig. 6).

Analizînd *autoradiografiile fronturilor de solidificare* pentru lingourile GA și GB (fig. 6), se observă în primul rînd că, din cauza vitezei mari de solidificare pe orizontală — iar în treimea inferioară a lingourilor — și din cauza influenței foarte reci a podului de turnare — limitele frontului I marcat la 10 s de la terminarea turnării sînt greu de precizat. În figura 6, limita solid-lichid din jumătatea inferioară a lingourilor este netă la nivelul frontului notat cu I — în volumul căruia metalul se află în mod cert în stare lichidă (fiind puternic radioactiv), dar de fapt oțelul marcat, adus de curenții de convecție din bucșă, pătrunde pînă la nivelul I_a.

Zona cuprinsă între fronturile I_a și I_b din jumătatea inferioară a lingourilor se află într-o stare avansată de solidificare (vîscoasă), în

Tabelul 3

Adîncimea totală a fronturilor de solidificare în lingourile mărcate (corp + mselotă)

Tipul lingotierei	Nr. frontului de solidificare *) și momentul imersării izotopului		Adîncimea totală a fronturilor de solidificare (mm) (corp lingou + maselotă)	
			cu : bucșa A	cu : bucșa B
G 10	I – 10 s	I a	$890^{b)} + 172^{a)} = 1062$ (!)	$920^{b)} + 124^{a)} = 1044$ (!)
		I b	639 + 172 = 811	723 + 124 = 847
	II – 8 min 10 s		302 + 172 = 474	378 + 124 = 502
	III – 18 min 10 s		46 + 172 = 218	102 + 124 = 226
R 10	I – 15 s	I a	$867^{b)} + 164^{a)} = 1031$ (!)	$900^{b)} + 111^{a)} = 1011$ (!)
		I b	767 + 164 = 931	734 + 111 = 845
	II – 8 min 15 s		567 + 164 = 731	508 + 111 = 619
	III – 18 min 15 s		236 + 164 = 400	207 + 111 = 318

* fronturile conturate în figurile 6 și 8 ;
a — dimensiunile medii ale maselotelor GA, GB și RA, RB (din figurile 5, 7 și tabelul 2);
b — adîncimea frontului I care cuprinde și zona vîscoasă (slab radioactivă) din treimea inferioară a lingourilor (zonă evidentă pe autoradiografiile originale la scara 1 : 1 dar neevidențiată pe reproducerile date în figurile 6 și 8, după refotografierea de patru ori a filmelor originale în vederea micșorării).

care au reușit să pătrundă numai granulele de plumb adăugate în capsula cu material activat și care sînt deci contaminate cu P-32. Pe autoradiografiile originale (scara 1 : 1), această zonă prezintă o radioactivitate slabă în raport cu volumul de lichid cuprins în limitele frontului I_b, pe film avînd o culoare gri-deschis, care, din păcate, nu s-a mai putut reproduce după cele patru refotografieri ale filmelor originale, efectuate în scopul micșorării pînă la scara la care sînt prezentate în lucrarea de față, ceea ce ne-a obligat să dăm punctat limita frontului I_a.

Prin urmare, se poate spune că *adîncimea maximă de pătrundere în corpul lingoului a oțelului lichid marcat din volumul bucșei* este dată de vîrful frontului I_a (890—920 mm), dar, datorită solidificării rapide a treimii inferioare, lichidul adus de curenții descendenți din bucșă nu participă la mișcarea oțelului și la formarea zonei centrale a lingoului decît în limitele frontului I_b (tab. 3 și fig. 6). De fapt, chiar și în volumul limitat de frontul I_b se observă zone albe (neradioactive), aflate în stare avansată de răcire, datorită gradului mare de „svelțețe" a lingourilor studiate (dar și a grosimii pereților lingotierei și a influenței curenților reci din mediul ambiant), precum și a intervalului de cristalizare care caracterizează oțelul rapid și a temperaturii de turnare. Ca și în lucrarea [5], remarcăm faptul că limita solid-lichid a frontului I nu este dată de o linie continuă, ci este alcătuită din mici turbioane (locale) înșirate de-a lungul frontului de solidificare, din care se desprind însă și mase mai mari de metal lichid, mase a căror orientare duce la ideea formării unor *cicluri simetrice, față de ax ale curenților de convecție* descendenți și ascendenți, puși în evidență cu claritate pe autoradiografiile lingourilor mici V6 cu H/D = 2 din [5] dar care, din cauza influenței importante a tipodimensiunii lingotierei G10 și a condițiilor de turnare date, aici nu sînt prea evidente. De asemenea, se poate spune că, la 10 s de la terminarea turnării, *punctul de întoarcere al curenților descendenți* (de-a lungul frontului de solidificare I_b) — deci zona cu cel mai puternic schimb de căldură cu pereții lingotierei G10 — se află la o distanță de circa (1/2—1/3)H sub maselotă, acolo unde apare o „gîtuire" în forma frontului de solidificare care, pînă în acea zonă, era tronconică și apropiată de forma lingotierei.

Mișcarea metalului lichid în miezul lingoului există pînă în momentul marcării frontului III (la circa 18 min de la terminarea turnării), dovadă fiind prezența și orientarea în formă de „V" a segregațiilor și impurităților în zona axială din treimea superioară, mai ales la lingoul GB, unde alimentarea cu oțel lichid din bucșa B este continuă și lipsită de strangulări la baza maselotei.

Fronturile II și III au forma unor „puțuri" cilindrice (cu raza de 1/3 din raza lingoului) în GB, pînă în apropierea maselotei, zonă din care se lărgesc pînă la deschiderea totală a bucșei B, ceea ce permite un schimb intens de căldură și o alimentare corectă a miezului lingoului, astfel încît discontinuitățile de material sînt mici și concentrate la partea supe-

rioară a bucșei, sub o retasură de formă foarte plată, spre deosebire de lingoul GA, care are o retasură adînc prelungită (cu goluri mari de contracție) pînă la 250 mm sub maselotă. Cu toate acestea, chiar și în cazul bucșei B care are o mare eficiență termoizolantă și exotermă, în zona centrală din treimea superioară (deplasat față de ax) apar o serie de porozități și segregații (radioactive). Autoradiografia lingoului GB din figura 6 arată că la formarea acestor discontinuități contribuie, în mare măsură, forma și construcția lingotierei (H/D= = 3 și pereți subțiri), care fac să apară zone cu viscozitate ridicată chiar în partea de lingou cel mai mult influențată termic de maselotieră, modificînd totodată și forma frontului de solidificare. Astfel, la circa opt minute de la turnare, frontul II ia o formă aproape cilindrică către piciorul lingoului (față de forma tronconică a frontului I), iar în limitele acestuia apar porozități, dar mai ales concentrații axiale de segregații și impurități care nu mai pot fi decantate în volumul de lichid din maselotieră, în ultimul stadiu al solidificării. Rezultă deci că, deși bucșa B își îndeplinește bine rolul de rezervor de metal lichid pentru compensarea golurilor de contracție, acest lucru nu este suficient pentru realizarea unui lingou de tip GB lipsit de neomogenități fizice. Construcția lingotierei G10 influențează evoluția

Fig. 9. Autoradiografiile fronturilor de solidificare deformate prin forjarea în tagle 135 mm a lingourilor R 10 (Al și B6) pe mașina S × 40 (fără preforjare) care au fost marcate cu P-32 la 15 s și la 118 min și 15 s după terminarea turnării (respectiv la capul și piciorul lingoului)

solidificării lingoului (mai ales pe direcție radială), astfel încît și în lingoul GB pot să apară discontinuități de material în treimea superioară. Acest fapt impune o serie de *îmbunătățiri privind dimensionarea lingotierei G10*, chiar în condițiile utilizării unui maselotaj foarte bun. Influența construcției necorespunzătoare a lingotierei G10 este evidentă și la lingoul GA în treimea superioară, dar în acest caz situația este agravată și de faptul că bucșa A nu răspunde cerințelor de izolare și de aport termic la capul lingoului, ceea ce duce la formarea unor zone solidificate (sau avansat viscoase) în însăși volumul bucșei A; deci aceasta nu mai poate funcționa ca rezervor de alimentare cu metal lichid. Aceste zone sînt extinse mult în corpul lingoului și modifică total evoluția solidificării metalului de sub maselotă, unde apar goluri mari de contracție.

Așa cum s-a arătat mai sus, atunci cînd maselotajul are calități termofizice corespunzătoare (ca în cazul bucșelor B), în miezul lichid al lingoului G10 *există o mișcare de convecție pînă la circa 18 min*, momentul marcării frontului II de solidificare. Forma ascuțită, dar perfect delimitată și uniform-radioactivă a frontului III, arată că din acel moment mișcarea convectivă a metalului lichid a încetat, difuzia pe direcție radială ducînd la omogenizarea activității lichidului. Menționăm, în același sens, și rezultatele care reies din figura 2 (și din lucrarea [2]) în care se arată că într-un lingou cu masa de 1170 kg mișcarea de convecție încetează după 20 min de la turnare. Cercetătorii francezi [2] desenează fronturile de solidificare de la 10 s, 5, 10 și 20 min, fără a prezenta detalii asupra formei și dimensiunilor lingotierei și nici caracteristicile maselotajului sau condițiile de turnare în care s-au obținut. Efimov V. A. afirmă că aceste fronturi s-au obținut prin metode analitice [1]. Se observă că partea dinspre piciorul lingoului a frontului de la 10 s este desenată punctat (fig. 2) după forma exactă a lingotierei în apropierea podului de turnare. Este posibil ca aceste curbe să fi fost redesenate pe calculator după măsurătorile realizate pe autoradiografii (pentru că, deși acestea nu sînt prezentate în lucrare se afirmă că fronturile s-au obținut cu ajutorul radioizotopilor), dar curba punctată este numai o extrapolare teoretică, în realitate asemenea zone marcate nu pot să apară pe film, datorită solidifcării prea rapide a metalului la piciorul lingoului sub influența rece a podului de turnare.

Pentru lingourile RA și RB, turnate și marcate (în aceleași condiții) *în lingotiere de tip R 10 montate cu bucșe ceramice A și B* (fig. 3 și 4), desenele secțiunilor longitudinale din figura 7 arată că *forma retasurii este plată*, în ambele cazuri, dar ca și între lingourile GA și GB, *înălțimea medie a maselotelor diferă mult*, și anume :

— în lingoul RA : 164 mm, din care 117 mm în volumul cuvei bucșei A, restul alcătuind consola ;

— în lingoul RB : 117 mm, din care numai 74 mm în cuva B.

Calculul *cantității de oțel lichid absorbit în corpul lingourilor* RA_3 *și* RB_4 (care au fost secționate longitudinal în vederea realizării autoradiografiilor din figura 8) arată că din lichidul existent în volumul bucșei B, circa 43 % este absorbit în corpul lingoului RB_4 pentru completarea golurilor de contracție, în timp ce în lingoul RA_3 numai 18% din volumul de lichid din bucșa A (deci o cantitate de oțel de 2,4 ori mai mică) participă la compactizarea lingoului (tab. 2), iar restul se solidifică în volumul bucșei. Explicația acestei situații este dată de autoradiografiile celor două lingouri și maselote (fig. 8). Astfel, se observă că, în timp ce la capul lingoului RB, metalul se menține în stare lichidă în volumul bucșei pe toată durata solidificării (pînă la 18 min — frontul III, în bucșa B nuanțele de gri-negru, uniforme, arată că lichidul ocupă tot volumul cuvei) în lingoul RA doar pînă la 8—10 min (frontul II) după care, la baza bucșei A, în consolă apar zone solidificate (a se observa nuanța de gri spre alb din autoradiografia RA), datorită unui slab aport exoterm al materialului de tip A.

Amplasarea și extinderea zonelor de discontinuități de material în interiorul lingourilor RA și RB este diferită. Astfel, în RB golurile de contracție apar în cantități mari în volumul maselotei, dar ele se continuă în corpul lingoului sub forma unor fisuri înlănțuite pe o distanță de circa 200 mm (1/6 HH) sub maselota RB, deplasate cu circa 50 mm față de ax către zona influențată termic de sifonul de turnare, acolo unde se formează „nodul termic". Cîteva porozități (foarte slabe și extinse doar pe 25—30 mm) s-au evidențiat în zona axială din treimea mijlocie a lingoului RB, la circa 500 mm sub maselotă. Menționăm că autoradiografia RB s-a copiat de pe filmele originale pe fața inversă a desenului din figura 7 (a se observa detaliile de la partea superioară a maselotei), deci latura dinspre sifon a lingoului RB este în dreapta pe figura 7 și în stînga pe figura 8).

În lingoul RA, atît distribuția, cît și aspectul și dimensiunile defectelor sînt diferite față de RB. În timp ce în volumul maselotei RA s-au evidențiat puține goluri de contracție, concentrate sub crusta retasurii (fig. 7), majoritatea defectelor apar de-a lungul axului (sub formă de aglomerări de porozități și goluri cu diametrul pînă la 2—3 mm), începînd de la circa 260 mm sub maselotă și extinse practic în toată treimea mijlocie a lingoului (corespunzînd cu adîncimea frontului II de solidificare). Formarea acestor defecte este determinată de evoluția generală a solidificării lingoului RA, dar mai ales de influența slabă din punctul de vedere termic al maselotierei A, care duce la apariția unor volume de metal cu viscozitate ridicată în zona consolei (a se vedea petele alb-gri, slab radioactive din autoradiografia RA — figura 8) accentuată și de viteza mare de solidificare pe orizontală a acestui tip de lingou, ceea ce împiedică decantarea avansată a gazelor și segregațiilor din treimea mijlocie către capul lingoului.

Evoluția solidificării celor două lingouri RA și RB, în general, se explică atît prin influența tipului de maselotieră, cît și prin cea a construcției lingotierei R10 (mai ales a raportului H/D) asupra mecanismului de formare, a naturii și a distribuției defectelor depistate, fiind evidențiată de *forma și dimensiunile fronturilor de solidificare marcate* cu radiofosfor la cele trei momente (fig. 8 și tab. 3).

O primă observație care se impune din analiza autoradiografiilor redate în figura 8 este că frontul I (corespunzător imersării primei porții de izotop la 15 s de la terminarea turnării) și deci adîncimea maximă de pătrundere a metalului lichid marcat din volumul maselotierei în corpul lingoului nu depășește 3/4 din înălțimea lingoului (măsurat de sub maselotă). Frontul I este ceva mai adînc în lingoul RA, deși volumul de lichid cuprins în limitele acestuia este marcat neuniform, fiind alcătuit din zone solidificate sau în stare avansată de solidificare și din zone lichide intens activate (mai ales în jumătatea inferioară a lingoului RA) spre deosebire de aceleași porțiuni din lingoul RB unde se observă o activitate „mai" uniformă. Din acest motiv, considerăm că primului moment de marcare îi corespunde cel mai corect frontul notat cu I_b, avînd în vedere influența rece foarte importantă a podului de turnare, așa cum s-a observat și la lingourile de tip G10.

O a doua observație este faptul că fronturile de solidificare din lingoul RB sînt mai bine delimitate, limita solid-lichid este mai bine conturată (pînă la nivelul frontului I_b spre picior), iar de-a lungul acesteia se observă mai clar micile turbioane locale care o alcătuiesc (mai ales pe latura dinspre sifon a lingoului RB — frontul I_b). Totodată, din limita frontului I_b se desprind volume de lichid mai intens marcate (ușor curbate spre axul lingoului), care se diluează destul de repede în miezul lichid al lingoului și care par să facă parte dintr-o familie de turbioane mai mari, de tipul ciclurilor simetrice față de ax ale curenților de convecție (descendenți și ascendenți), evidențiați mai bine în figura 6, pentru lingoul GB, și în lucrarea [5]. Forma „puțului" lichid din lingoul R10 variază în funcție de momentul marcării pe durata solidificării, dar și ca urmare a influenței unor factori externi. Astfel,

dacă imediat sub maselotă fronturile I și II au o formă tronconică, către mijlocul lingourilor iau o formă cilindrică (cu raza egală cu 1/2 pînă la 1/4 din raza lingoului), cu vîrful rotunjit (vezi RA) sau chiar cu o formă conică (la RB), sub influența rece a podului, dar mai ales a pierderilor intense de căldură prin pereții lingotierei. Gîtuirea bruscă a frontului I_b la o distanță egală cu H/2 sub maselotă se explică probabil prin aceea că cea mai mare cantitate de căldură este absorbită de lingotieră (în cazul turnării prin sifon) la *locul de întîlnire a fluxurilor convective cu pereții lingotierei* [1], fapt care determină reducerea vitezei de solidificare, influențînd calitatea macrostructurii în jumătatea superioară a lingoului. Din acest moment, eficiența termică a maselotajului este deosebit de importantă pentru extinderea zonelor de neomogenități în lingou. Astfel, se poate explica formarea unor neomogenități dispuse în formă de „V" evidențiate pe autoradiografiile RA și RB (fig. 8) și extinse axial în toată jumătatea superioară a lingourilor pe o distanță în jurul axei egală cu 1/3 din raza RA și respectiv cu 1/4 din raza RB, confirmînd considerațiile teoretice și datele practice din literatura de specialitate [1] privind mecanismul de formare și modul de distribuire a neomogenităților fizice în lingourile cu masă mică și secțiune transversală mică (turnate prin sifon). De asemenea, trebuie remarcată lipsa unei turbulențe în volumul frontului III de solidificare (radioactivitatea fiind uniform distribuită în limitele acestuia, mai ales în lingoul RB), ceea ce atestă că la 18 min de la terminarea turnării, mișcarea de convecție încetează în lingoul R10, ca și în lingoul de tip G10. Există însă o mare diferență între aspectul solidificării zonei de sub maselota lingourilor RA și RB și cea a lichidului din volumul bucșelor A și B. În timp ce frontul III este perfect delimitat în RB, indicînd prezența oțelului încă în stare lichidă în zona consolei, în lingoul RA aceeași zonă este deja parțial solidificată (și foarte greu de delimitat ca formă), ceea ce atestă slaba eficiență exotermă a bucșei A și existența unor pierderi mari de căldură atît prin pereții bucșei A, cît și la nivelul consolei (în zona de separație dintre maselotă și corpul lingoului).

Indiferent de tipul bucșei (A sau B) utilizată la turnare, se observă că în lingoul R10 există discontinuități de material axiale (goluri de contracție, segregații în „V", impurități), ceea ce arată că, în acest caz, macrostructura lingoului este influențată mult și de construcția lingotierei (adică de raportul H/D, de forma secțiunii și grosimea pereților, de modul de montare a maselotierei), dar și de condițiile de turnare a oțelului.

De asemenea, trebuie reținut faptul că, indiferent de tipul lingotierei (G sau R), atunci cînd se utilizează bucșe de tip A, la baza acestora (în consolă) se formează „punți" de metal în stare avansată de solidificare — la limita de separație dintre maselotă și corpul lingoului — , favorizînd apariția defectelor de macrostructură (axiale sau zonale). Aceste defecte, formate în procesul de cristalizare primară, de regulă nu pot fi îndepărtate prin tratamentele ulterioare aplicate lingourilor. Ele se regăsesc, sub diverse forme, în structura semifabricatelor forjate, contribuind la scăderea calității acestora sau ducînd la pierderi mari de metal prin declasare, așa cum a rezultat în cazul lingourilor analizate în lucrarea de față. Pentru observarea unor asemenea situații, cîte două lingouri G10 (notate cu GA_1 și GB_6) și cîte două lingouri R10 (notate cu RA_1 și RB_6), la care s-au marcat cu fosfor — 32 numai fronturile de solidificare de la picior (la 10 s în lingourile G10 și la 15 s în lingourile R10) și de la cap (la 18 min de la marcarea anterioară) s-au forjat în țagle, în paralel cu alte patru lingouri (notate în figura 3 cu A_2 și B_5), dar luate ca „martori", fără a fi marcate. S-a urmărit atît comportarea zonelor din și de sub maselotă (influențate de caracteristicile termofizice ale materialelor A și B ale bucșelor de turnare), cît și influența procesului de deformare asupra formei fronturilor de solidificare (deci asupra „curgerii" metalului în timpul forjării) și asupra redistribuirii sau apariției unor noi tipuri de defecte în țagle, ținînd seamă de defectele preexistente în lingourile date.

Autoradiografiile țaglelor rezultate din lingourile RA și RB, secționate longitudinal în plan axial, prezentate în figura 9, ilustrează o parte din efectele procesului de deformare, aplicat prin forjarea cu mașina de forjare radială S × 40, fără preforjarea lingoului. Din păcate, la scara foarte redusă la care pot fi prezentate, aici, aceste radiografii (după reproduceri repetate în vederea micșorării imaginilor de pe filmele originale 1 : 1), o serie de detalii de macrostructură se pierd, dar autorii pot pune la dispoziția celor interesați materialul primar.

În cele ce urmează vom prezenta numai cîteva aspecte importante rezultate din experimentări. În primul rînd, la toate lingourile R și G, turnate cu bucșe ceramice de tip A (atît cele marcate, cît și „martorii"), maselotele s-au desprins complet de corpul lingourilor de la primele „treceri" prin mașina de forjare pentru lingourile GA și parțial pentru lingourile RA. La lingourile turnate cu bucșe de tip B, maselotele s-au putut forja o dată cu lingourile direct pe mașina de forjare radială pentru lingourile RB (a se vedea țaglele realizate din lingoul RB_6 ale căror autoradiografii sînt prezentate în figura 9, partea dreaptă), iar în cazul lingourilor GB maselotele s-au debitat preventiv după preforjare (înainte de intro-

ducerea în mașina de forjare radială), întrucît uneori s-au desprins mici bucăți din acestea. Astfel, în timpul preforjării în țagle de ∅ 250 mm a lingourilor GA, după desprinderea maselotelor, zona de la capul lingourilor s-a desfăcut în fișii pe direcție longitudinală, datorită retasurii prelungite axial în corpul lingourilor, pierzîndu-se, în acest mod, o cantitate importantă de metal.

În al doilea rînd, autoradiografiile fronturilor de solidificare (deformate) din țagle arată că, în procesul de forjare, curgerea metalului este uniformă și fără devieri de la axul lingoului pentru lingourile turnate cu bucșe de tip B (fig. 9), dar neomogenitățile apărute în modul de solidificare a lingourilor turnate cu bucșe A (acele zone vîscoase alb-gri și „punțile" evidențiate în lingourile GA și RA) se regăsesc în neuniformitățile materialului din țagle, însoțite de defecte mici, de natură diferită și neomogen distribute în țaglă (fig. 9, stînga).

În țaglele obținute din lingoul RB-marcat au apărut discontinuități de material (vizibile) la circa 830 mm adîncime în țagla de la capul lingoului (inclusiv maselota, întrucît lingoul RB s-a forjat direct pe mașina S × 40, fără debitarea prealabilă a maselotei). Poziția acestor discontinuități corespunde exact cu zona în care frontul de solidificare de la capul lingoului are o „gîtuire", adică unde se află de fapt zona de separație dintre maselotă și corpul lingoului (a se observa clișeul al patrulea din dreapta figurii 9). De altfel, frontul de solidificare de la capul lingoului RB (marcat la 18 min 15 s), deci frontul III, este foarte bine conturat pe autoradiografii, perfect centrat pe axa țaglei și se întinde pe circa 1080 mm sub maselotă (adică sub zona de gîtuire). Paralel cu aceasta, spre marginea țaglei se conturează, foarte clar și centrat pe ax, frontul I de solidificare dinspre piciorul lingoului RB (marcat la 15 s după terminarea turnării), care în țaglă s-a evidențiat pînă la circa 1000 mm de la picior. Pe autoradiografii se observă unele neomogenități (cu prioritate în zona axială), alungite pe direcția de curgere a materialului și în cantitate mai mare spre maselotă, care sînt de fapt neomogenitățile din zona centrală axială observate în lingoul RB (fig. 8). De asemenea, pe zona marginală a țaglei se observă slabe ondulații ale liniei solid-lichid din frontul marcat la 15 s (frontul I), ceea ce arată că în procesul de forjare cu mașina S × 40 are loc o alungire uniformă a materialului pe toată secțiunea și lungimea țaglei obținute din lingoul RB (nu se observă deformări radiale puternice), fiind și aceasta o dovadă că procesul de solidificare a lingoului respectiv a decurs normal (cu fronturi bine delimitate și nedeformate) și că bucșa de tip B a lucrat eficient pînă în ultimul stadiu de solidificare.

Nu același lucru s-a observat *în cazul țaglelor realizate din lingoul RA-marcat.* Astfel, în figura 9, stînga, se evidențiază clar numai frontul I (de la picior) către marginea țaglei, iar frontul III de la capul lingoului nu mai apare deloc, ceea ce înseamnă că materialul activat imersat la 18 min și 15 s a rămas în totalitate în volumul bucșei de tip A și a fost îndepărtat o dată cu ruperea maselotei din lingoul RA, fapt petrecut la cea de a treia trecere prin mașina de forjare S × 40 (mai mult, chiar din zona de sub maselotă s-a rupt o bucată mare din țaglă, ca urmare a prezenței în lingou a unor discontinuități axiale de tipul golurilor de contracție aflate în prelungirea retasurii). De aceea, în figura 9 la capătul țaglei RA nu se observă o radioactivitate mare, ca în cazul țaglei RB. Totodată, frontul I (care apare către marginea țaglei RA) nu prezintă aceeași simetrie a marcării (latura stîngă a țaglei este mai intens marcată, reprezentînd latura din lingou opusă sifonului de turnare unde, răcirea fiind mai intensă, s-a reținut o cantitate mai mare de izotop). Trebuie observate detaliile legate de curgerea metalului, total neuniformă, mai ales în zona axială a țaglei RA, pe o lungime a acesteia de circa 3,6 m de sub maselotă (adică pe o distanță care ar corespunde frontului II, marcat la 8 min de la turnarea lingoului RA). Astfel, apar deformări locale ale materialului, locurile cu „gîtuiri" mai accentuate fiind însoțite de neomgenități de tipul microporozităților sau incluziunilor. În același timp, trebuie remarcat faptul că frontul I (care urmărește marginea țaglei) nu prezintă deformări (ca la țagla RB). Aceasta arată că neuniformitățile curgerii materialului din zona axială a țaglei RA nu se datorează deformărilor suferite în procesul de forjare, ci discontinuităților preexistente în lingou înainte de forjare (așa cum s-a observat pe figura 8, în limitele frontului II din lingoul RA) și care se explică prin slaba eficiență termică a maselotajului de tipul bucșei A. Ca urmare, formarea unei retasuri prelungite în corpul lingoului și a unor „punți" solide în zona consolei influențează desprinderea sau ruperea parțială a maselotei de corpul lingoului și despicarea țaglei în fișii longitudinale în timpul forjării.

Lingourile GA și GB marcate la începutul și la sfîrșitul perioadei de solidificare (deci la picior — frontul I la 10 s și spre cap — frontul III la 18 min și 10 s de la terminarea turnării) și lingourile GA și GB turnate ca „martori" nemarcați, au fost mai întîi preforjate pe presa de 1000 tf la ∅ 250 mm, apoi s-au debitat maselotele și chiar o parte din țagle (la cap sau picior), care au prezentat defecte mari; în final acestea s-au forjat pe mașina radială S × 40 pînă la 145 mm în secțiune. Trebuie menționat faptul că, în timpul

preforjării, maselotele lingourilor GA (cel marcat și martorul) s-au desprins total sau parțial (70%), iar zona de sub maselotă s-a despicat în fișii longitudinale pe o distanță între 250 și 400 mm (zone care s-au șutat înainte de a fi supuse forjării radiale). Dar, la lingourile GB, în timpul preforjării nu s-au desprins maselotele (s-au rupt doar cîteva bucăți din GB marcat), însă s-au debitat preventiv atît maselotele, cît și circa 100—150 mm sub acestea — înainte de introducerea lingourilor în mașina S × 40.

Autoradiografiile realizate pe țaglele GA și GB (marcate) au evidențiat vîrful frontului I (deci adîncimea maximă de pătrundere în lingou a oțelului lichid marcat în bucșele A și B), la o distanță de 800 mm de picior în țagla GA și la 450 mm în țagla GB. Frontul I în țagla GB, deci limita solid-lichid de la 10 s ,a fost continuu, bine conturat și simetric față de ax, în timp ce, în țagla GA, vîrful aceluiași front a fost mai difuz, mai rotunjit ca formă și deplasat spre una din marginile țaglei (ca și în lingou).

Neomogenitățile axiale sînt puternic alungite pe direcția de deformare și uniform repartizate în țagla GB în jumătatea superioară a lingoului (corespunzătoare zonei dintre fronturile II și III). În țagla GA, neomogenitățile fizice se prezintă diferit, și anume: există unele fine și uniform repartizate, care urmăresc curgerea materialului (probabil cele de formă „V" preexistente în lingou, dar puțin deplasate față de ax), și altele sub formă de aglomerări de porozități sau goluri de contracție. Ca urmare, curgerea materialului în procesul de forjare este uniformă în țagla GB și mai puțin uniformă în țagla GA (influențată fiind de aglomerările arătate mai sus).

De asemenea, loviturile ciocanului de forjă sînt mai vizibile (prin deformarea limitei solid-lichid) pe țaglele GA și GB decît pe țaglele RA și RB, mai ales spre capul lingourilor, unde loviturile afectează chiar zonele axiale ale țaglelor, ceea ce arată că procesul de preforjare a lingourilor GA și GB influențează straturile mai adînci de material. Existența discontinuităților, mai mult sau mai puțin uniform repartizate în lingou, după deformare nu se elimină, ci creează zone de tensiuni interne (sînt amorse pentru formarea fisurilor), zone cu aglomerări de defecte de natură diferită, care împiedică curgerea uniformă a materialului în timpul forjării. Acumularea neomogenităților în zona de sub maselotă sau formarea „punților" solidificate duce la desprinderea totală sau parțială (cu deosebire a celor de tip A), cu consecințe nedorite în timpul forjării și la despicarea capătului țaglei pe direcție longitudinală, care se soldează cu pierderi mari de metal, cu pericole de accidente și de avariere a mașinii de forjare.

Iată de ce toate, concluziile și măsurile, care se impun în urma experimentărilor efectuate, pentru îmbunătățirea macrostructurii și compactității lingourilor de tip G10 și R10, avînd ca scop eliminarea unor tipuri de neomogenități fizice formate în timpul cristalizării primare a acestora (care după forjare s-ar putea regăsi în semifabricate) sînt măsuri care vizează atît perfecționarea formei lingourilor și a construcției lingotierelor date, cît mai ales alegerea optimă a tipului de material exoterm necesar fabricării unor bucșe ceramice de formă și dimensiuni adecvate menținerii căldurii la capul lingoului și care, în final, să concure la îmbunătățirea calității treimii superioare a acestuia.

BIBLIOGRAFIE

[1] Efimov, V. A. *Turnarea și cristalizarea oțelurilor*, București, Ed. Tehnică, 1980, p. 82—223 și 300—429.

[2] *Examinarea curenților de convecție în lingourile de oțel de 3,5 tone*. În: Rev. de Métallurgie, Franța, 1965, nr. 4, 311—320.

[3] Skoblo, S. Ia. *Bazele fizico-chimice ale elaborării oțelului*. Moscova, Ed. Nauka, 1971, p. 426—430 și 508—509.

[4] Koteșov, N. P. *Determinarea curenților de convecție în miezul lichid al pieselor turnate, aflate în curs de solidificare*. În: Iz. VUZ—Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., 1978, nr. 7, 61—64.

[5] Păsărică, Victoria și colab. *Studiul autoradiografic al influenței calității bucșelor ceramice exoterme asupra evoluției solidificării lingourilor de 600 kg din oțel rapid*. În: Metalurgia, România, nr. 5, 1991.

FILTRAREA ALIAJELOR ÎN REȚEAUA DE TURNARE

(Lucrare de sinteză)

Dr. ing. Fl. Ștefănescu,
prof. dr. ing. L. Sofroni,
dr. ing. C. Bratu
și dr. ing. Teodora Săbău
Institutul Politehnic București

CZ: 669.018 : 66.067.1

Proprietățile mecanice și de exploatare ale aliajelor turnate sînt influențate considerabil de impuritățile provenite din procesele de elaborare, modificare și turnare. Prezența incluziunilor — de regulă oxidice — are un efect nefavorabil asupra alungirii, rezilienței, rezistenței la coroziune și la solicitări ciclice etc., ceea ce impune luarea unor măsuri tehnologice, menite să micșoreze cantitatea de incluziuni antrenate în masa piesei turnate.

Metodele devenite clasice, cum ar fi: elaborarea sub atmosferă de argon sau utilizarea diferitelor tipuri de colectoare de zgură, sînt costisitoare și nu au eficacitatea cerută pentru obținerea unor aliaje cu puritate ridicată. În momentul de față, un accent deosebit se pune pe folosirea filtrelor ceramice, considerînd că utilizarea acestora este relativ simplă și eficiența lor în reținerea impurităților este ridicată.

Filtrele ceramice, realizate din materiale refractare (alumină, cordierit, mullit, zircon, carbură de siliciu), se produc prin diverse tehnici specifice: extrudare, expandare, presare și impregnare.

Din considerente tehnologice și economice este necesară studierea, teoretică și experimentală, a proceselor de filtrare, care să permită stabilirea pentru fiecare tip de aliaj în parte a materialului refractar corespunzător pentru confecționarea filtrului și a eficienței procesului de reținere a incluziunilor, eficiență dependentă de grosimea de filtrare, durata de funcționare a filtrului, porozitatea și forma geometrică a celulelor cu efect filtrant.

Modelarea fizică a proceselor de filtrare

Avînd în vedere necesitatea efectuării unui număr mare de experiențe și avantajele vizualizării fenomenelor de filtrare a aliajului în rețeaua de turnare, este recomandabil ca cercetarea să înceapă prin modelarea fizică a procesului.

Similitudinea curgerii fluidelor polifazice este asigurată în mare măsură dacă se respectă următoarele condiții [1]: egalitatea criteriului Reynolds; egalitatea criteriului Froude, ceea ce impune ca dimensiunile modelului să fie apropiate de cele ale sistemului real.

Notînd cu M și N parametrii modelului și ai sistemului real (natură), similitudinea Reynolds se scrie:

$$Re^M = Re^N \text{ sau}$$

$$\frac{v_m^M d_h^M}{\upsilon^M} = \frac{v_m^N d_h^N}{\upsilon^N} \qquad (1)$$

în care: v_m este viteza medie de curgere;

d_h — diametrul hidraulic al canalului;

υ — viscozitatea cinematică a fluidului.

Deși viscozitatea cinematică a apei folosite ca lichid de modelare este de circa două ori mai mare decît cea a aliajelor turnate (tab. 1), la valori ale cifrei Reynolds mai mari de 20 000 (curgerea turbulentă), se poate considera că similitudinea Reynolds este respectată.

Tabelul 1

Viscozitatea cinematică a unor lichide

Natura fluidului	Temperatura, °C	Viscozitatea cinematică, cSt
Apă	25	0,89
	20	1
	15	1,14
Aluminiu	700	0,49
	800	0,42
Cupru	1 100	0,38
	1 200	0,34

Similitudinea Froude, exprimată prin egalitatea:

$$Fr^M = Fr^N \qquad (2)$$

caracterizează curgerea fluidului bifazic (lichid + particule solide).

Criteriul Froude este dat de expresia :

$$\text{Fr (fluid)} = \frac{v}{\sqrt{g d_h \frac{\Delta\rho}{\Delta_l}}} \qquad (3)$$

în care : g este acceleraţia gravitaţională ;
$\Delta\rho = \rho_l - \rho_i$, ρ_l şi ρ_i — densitatea lichidului şi a incluziunii nemetalice.

Pentru o particulă avînd o viteză medie v'_m într-un fluid aflat în repaus, criteriul Froude se exprimă prin ecuaţia :

$$\text{Fr (incluziune)} = \frac{v'_m}{\sqrt{g d_i \frac{\Delta\rho}{\rho_l}}} \qquad (4)$$

în care d_i este dimensiunea medie a incluziunii.

Din tabelul 2 rezultă că analiza procesului de filtrare, modelînd impurităţile cu particule de plută, duce la rezultate care pot fi asimilate cu cele din sistemele reale.

aliajului ; diametrul d al canalului ; rugozitatea Δ a suprafeţei interioare a canalului şi grosimea δ a stratului din jet, în care curgerea este turbulentă [2]. Prin urmare :

$$l = f(v, \rho_l, \rho_g, g, \tau, d, \Delta, \delta) \qquad (5)$$

Aplicînd teorema π se ajunge la ecuaţia :

$$f(C_l, \text{Fr}, \text{We}, C_\rho, C_\Delta, C_\delta) = 0 \qquad (6)$$

în care : $C_l = l/d$; $\text{Fr} = v^2/(g \cdot d)$ — criteriul Froude ; $We = \rho_l v^2 d/\sigma$ — criteriul Weber ; $C_\rho = \rho_l/\rho_g$; $C_\Delta = \Delta/d$; $C_\delta = \delta/d$.

Dacă $\rho_l = ct$; $\Delta = ct$ şi $\delta = ct$, rezultă :

$$C_l = a\,\text{Fr}^b \text{We}^c \qquad (7)$$

în care : $a = kC_\rho C_\Delta / C_\delta = ct.$, k fiind un coeficient de proporţionalitate ; b, c — exponenţii criteriilor Froude şi Weber.

Tabelul 2

Caracteristicile necesare pentru modelare

Sistemul experimental	Lichidul		Incluziunile			$\sqrt{\frac{\Delta\rho}{\rho_l}}$	$\sqrt{d_i \frac{\Delta\rho}{\rho_l}}$
	natura	densitatea ρ_l, g/m³	natura	d_i, mm	densitatea ρ_i, g/cm³		d_i, cm
Model	apă	1	plută	0,5	0,34	0,81	0,18
				2	0,33	0,82	0,37
				4	0,28	0,85	0,54
				6	0,26	0,86	0,66
				8	0,26	0,86	0,77
Sistem real	Cu—Al	7,1	peliculă de Al_2O_3	0,5—5	2,6	0,8	0,18—0,56
			zgură	1,8—4,1	1,7	0,87	0,37—0,56
			granule de silice	1,73—3,4	2,5	0,81	0,33—0,47
	aliaje uşoare	2,5	zgură	1,8—4,1	1,7	0,6	0,24—0,36

La turnarea în ploaie interesează compactitatea jetului de aliaj la ieşire, deoarece împrăştierea acestuia poate duce la apariţia unor defecte specifice (picături reci şi sufluri).

Lungimea l pe care jetul se menţine compact depinde de : viteza v a lichidului prin orificiu ; densitatea ρ_l a aliajului ; densitatea ρ_g a mediului gazos înconjurător ; acceleraţia gravitaţională g ; tensiunea superficială τ a

Coeficienţii a, b şi c se pot determina experimental prin modelare fizică, respectînd condiţiile :

$$\frac{v^{2M}}{gd^M} = \frac{v^{2N}}{gd^N} ; \quad \frac{\rho^M v^{2M} d^M}{\sigma^M} = \frac{\rho^N v^{2N} d^N}{\sigma^N} \qquad (8)$$

Dacă $d^N/d^M = l^N/l^M = C'_l$, din ecuaţiile (8) se obţin expresiile :

$$v^M = \frac{v^N}{\sqrt{C_l'}} \quad \text{și} \quad v^M = v^N \sqrt{C_l' \frac{\sigma^M \rho^N}{\sigma^N \rho^M}} \qquad (9)$$

din care rezultă :

$$C_l' = \left(\frac{\sigma^N \rho^M}{\sigma^M \rho^N} \right)^{1/2} \qquad (10)$$

Pentru cazul turnării fontei cenușii s-a ajuns la expresia :

$$C_l = 1{,}85 \, (\mathrm{Fr} \cdot \mathrm{We})^{0.41} \qquad (11)$$

parametrul C_l fiind astfel un criteriu de apreciere a compactității jetului de aliaj.

Modelarea fizică (hidraulică) a procesului de filtrare a aliajelor cu oxidabilitate ridicată, în scopul determinării pierderilor de presiune, s-a realizat [3] utilizînd un model cu următoarele caracteristici constructive :

$$Sa = Sc = Sp \sqrt{H} \qquad (12)$$

S-au analizat diferite tipuri de filtre :

— filtru ceramic, obținut prin extrudare, cu 47 celule/cm², cu suprafața deschisă relativă = 61% și grosimea de 12,7 mm, produs dintr-un silicat complex de Al, Fe și Mg, material utilizat pentru filtrarea aliajelor de aluminiu ;

— filtru din spumă ceramică, avînd 12 pori/cm și grosimea de 12,7 mm, realizat dintr-un material refractar silicoaluminos, cu pînă la 95% Al_2O_3, folosit pentru filtrarea aliajelor de aluminiu și cupru-aluminiu ;

— filtru obținut din material ceramic prin comprimare și sinterizare, cu 12 pori/cm² și grosimea de 12,7 mm ;

— filtru obținut prin presare și sinterizare, cu 14 pori/cm², compus din două plăci cu grosimea de 10 mm, avînd orificiile decalate între ele ;

— placă metalică perforată, avînd orificii pătrate cu latura de 2 mm și sdr = 25% ;

— sită din sîrmă rotundă, cu diametrul d = = 1 mm și latura ochiului de 1 mm, avînd sdr = 25% ;

— sită din sîrmă rotundă, cu diametrul d = = 1 mm și latura ochiului de 2 mm, avînd sdr = 40%.

Filtrarea fontelor cu grafit nodular

În fontele cu grafit nodular cantitatea de impurități este relativ ridicată. Apariția impurităților oxidice depinde, într-o măsură importantă, de echilibrul reacției :

$$(SiO_2) + 2[C] = [Si] + 2\{CO\}$$

care determină cantitatea disponibilă de SiO_2 care poate reacționa cu MgO și FeO, formînd compușii : Mg_2SiO_4, $MgSiO_3$ și Fe_2SiO_4.

Îndepărtarea prin filtrare a incluziunilor de dimensiuni mari (sulfuri, silicați) duce la îmbunătățirea proprietăților fontei.

Curgerea fontei prin filtru poate fi împărțită în trei etape [4] :

— etapa I, în care aliajul traversează filtrul cu un debit aproximativ constant (dependent de geometria și densitatea celulelor filtrante) ;

— etapa a II-a, caracterizată printr-o reducere a debitului de aliaj ca urmare a obturării parțiale a porilor ;

— etapa a III-a, în care filtrul se poate considera complet colmatat.

În tabelul 3 sînt prezentate caracteristicile filtrelor utilizate.

Fonta supusă modificării a fost tratată cu prealiaj Fe—Si—Mg (4—6% Mg) și postmodificată cu FeSi 75, pentru a obține, în final, următoarea compoziție chimică : 3,6% C ; 2,6% Si ; 0,35% Mn ; 0,05% Mg ; 0,02% S ; 0,02% P.

S-au determinat variația în timp a masei de fontă filtrată și valorile rezistenței la oboseală a fontei cu grafit nodular, obținute pe probe care s-au turnat utilizînd diferite tipuri de filtre.

O metodă modernă de cercetare a eficienței filtrelor în reținerea impurităților din fonta cu grafit nodular constă în introducerea în aliajul

Tabelul 3

Filtrele folosite la rafinarea fontei cu grafit nodular

Tipul filtrului	Modul de realizare	Caracteristicile	Dimensiunile, mm	Compoziția chimică, %
A	extrudare	8 ; 16 ; 23 ; 31 ; 47 ; 62 celule pătrate/cm²	51 × 51 × 13	55% Al_2O_3 38% SiO_2 7% MgO
B	spumare	4 pori/cm²	51 × 51 × 22	50% SiC 40% Al_2O_3
C	presare	7 pori/cm²	51 × 51 × 13	62% SiO_2 35% Al_2O_3

lichid a lantanului radioactiv (^{140}La) și a wolframului radioactiv (^{187}W) [5], izotopi care pot fi ușor activați prin iradiere cu neutroni pentru o durată scurtă de timp (21 zile). Se poate folosi un prealiaj, conținînd 75%Si, 2,5% La, 0,6% W, rest Fe, elaborat în vid, într-un cuptor electric cu arc.

Izotopul ^{140}La, ale cărui radiații gama pot fi măsurate cu un detector cu germaniu de înaltă puritate, se asociază incluziunilor (sulfurilor de magneziu și ceriu) pe care le marchează. Izotopul ^{187}W, ale cărui radiații se pot măsura cu un detector cu iodură de sodiu (toriu), se dizolvă uniform în masa metalică de bază a fontei.

Încercările efectuate au demonstrat că, pentru reținerea sulfurilor din Fgn, filtrele din spumă ceramică (burete) au eficacitate mai mare decît cele obținute prin extrudare.

Concluzii

Filtrarea aliajelor în rețeaua de turnare reprezintă o metodă simplă de rafinare a aliajelor turnate, în scopul îmbunătățirii calității acestora.

Realizarea filtrării în forma de turnare prezintă două avantaje importante : se evită supradimensionarea canalelor colectoare și se obține o puritate ridicată a aliajului, fiind reținute și impuritățile care pot fi antrenate din prima porțiune a rețelei de turnare.

La alegerea filtrului trebuie să se aibă în vedere : natura aliajului turnat ; tipul și dimensiunile incluziunilor a căror reținere se urmărește ; debitul de aliaj necesar pentru umplerea corectă a cavității formei și regimul de curgere care se impune pentru a evita apariția defectelor legate de gradul de împrăștiere a jetului de aliaj lichid.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bellanger, G., Devaux, H. *La filtration des alliages non ferreux par les systèmes d'attaque. Une étude par analogie hydraulique.* În : Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 70, 1987.

[2] Cistiakov, V. V., Izotov, V. A. *Kriterialnaia ocenka kompaktnosti strui pri zalivke form cerez filtrovalnie setki.* În : Liteinoe proizvodstvo, .U.R.S.S., nr. 7, 1987,

[3] Devaux, H. ș.a. *Amélioration de la qualité des pièces moulées en alliages cuivreux et en alliages d'aluminium par la filtration.* În : Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 84, 1989.

[4] Khan, P. R. ș.a. *Influence de différents filtres céramiques, sur le comportement à l'écoulement, la teneur en crasses et les caractéristiques à la fatigue de la fonte à graphite sphéroïdal.* În : Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 72, 1988.

[5] Boyce, I. S. ș.a. *Évaluation sur des pièces en fonte GS de l'efficacité des filtres en céramique par l'utilisation d'isotopes radioactifs.* În : Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 82, 1989.

La revistă au mai colaborat :

Traducători:

Ghinescu Tamara
Bogdan Diana
Ieremia Roxana
Ing. Florea Sabin

Corectori:

Roșu Rodica
Kuglay Ioana

× UN PARTENER DE PRESTIGIU ×

Societatea Comercială pe Acţiuni "aem-s.a." vă oferă o gamă largă de produse: aparate electrice, aparate electronice şi de mecanică fină destinate măsurătorilor diverselor mărimi fizice, mijloace de automatizare, precum şi echipamente tehnologice pentru fabricarea şi depanarea acestora.
Produsele cu marca "aem" = competitive cu produse executate de firme similare cu tradiţie!

aem-sa

SHARE TRADING COMPANY

ROMANIA
TIMISOARA
26, Calea Buziaşului
Phone 64507
Telex 71343
Fax 64569

R.C.B.
Timişoara Subsidiary
301780701

SIDEROM S. A.
la dispoziția
dumneavoastră!

SIDEROM S.A.

SIDEROM S. A.
at Your disposal!

„SIDEROM" S.A., societate comercială de strategie, cu sediul în BUCUREȘTI, str. Mendeleev nr. 21—25, sector 1, telefon : 59.65.35

asigură prin cele 56 de societăți comerciale asociate, printre care menționăm marile combinate de la Galați, Hunedoara, Reșița, Tîrgoviște, Călărași și Cîmpia Turzii : realizarea de produse metalurgice, utilaje și piese de schimb, construcții și montaje metalurgice, cercetare și proiectare de noi tehnologii și produse metalurgice ;
activități de import materii prime, materiale, combustibil și energie, utilaje și piese de schimb, tehnologii și documentații ;
operațiuni financiare bancare ;
activități de consulting și servicii în domeniile : engineering, comercial, marketing, financiar-contabil, dezvoltare, management, personal, juridic, informare, documentare și altele

SIDEROM S.A., prin societățile comerciale din rețea, produce și comercializează :

cocs metalurgic pentru furnale și turnătorii
fontă albă și cenușie
feroaliaje de masă
electrozi de grafit
profiluri grele, mijlocii și ușoare
țagle pentru țevi
blocuri și bare forjate pentru scule
șină de cale ferată, grea, îngustă și de tramvai
bandaje și discuri pentru cale ferată
tablă din oțel groasă, medie și subțire, zincată, cositorită sau plumbuită
benzi din oțel
sîrmă laminată și trasă, inclusiv zincată
benzi și sîrme rezistive
oțel beton și calibrat
sîrmă și electrozi pentru sudură
cord metalic și plase sudate

„SIDEROM" S.A., holding-type, strategy trade company, with central offices in Bucharest, str. Mendeleev No 21—25, sector 1, telephone 59 65 35

provides, through its 56 associated trade companies, among which we mention the Galatzi, Hunedoara, Reșița, Tîrgoviște, Călărași and Cîmpia Turzii iron and steel works :
manufacturing of metallurgical products, equipment and spare parts, metallurgical constructions and assemblies, research and design of new metallurgical technologies and products ;
import activity of raw and processed materials, fuel and energy, equipment and spare parts, technologies and know-how ;
financial and banking operations ;
consulting and assistance for : engineering, trade, marketing, finances, development, management, personnel, information and know-how ;

SIDEROM S.A., through its trade companies, manufactures and supplies :

metallurgical coke for blast furnaces and foundries
white and grey pig iron
bulk ferro-alloys
graphite eletrodes
light, medium and heavy profiles
slabs for pipes
blocks and forged bars for tools
heavy, narrow rails for trains and trams
railway tyres and wheels
thick, medium and thinn zinc-, tin- and lead-coated plate and sheet
steel strip
rolled and drawn galvanized wire
resistive strip and wire
concrete steel and gauged steel
welding wire and electrodes
metal cord and welded nets

SIDEROM S. A.

E3280

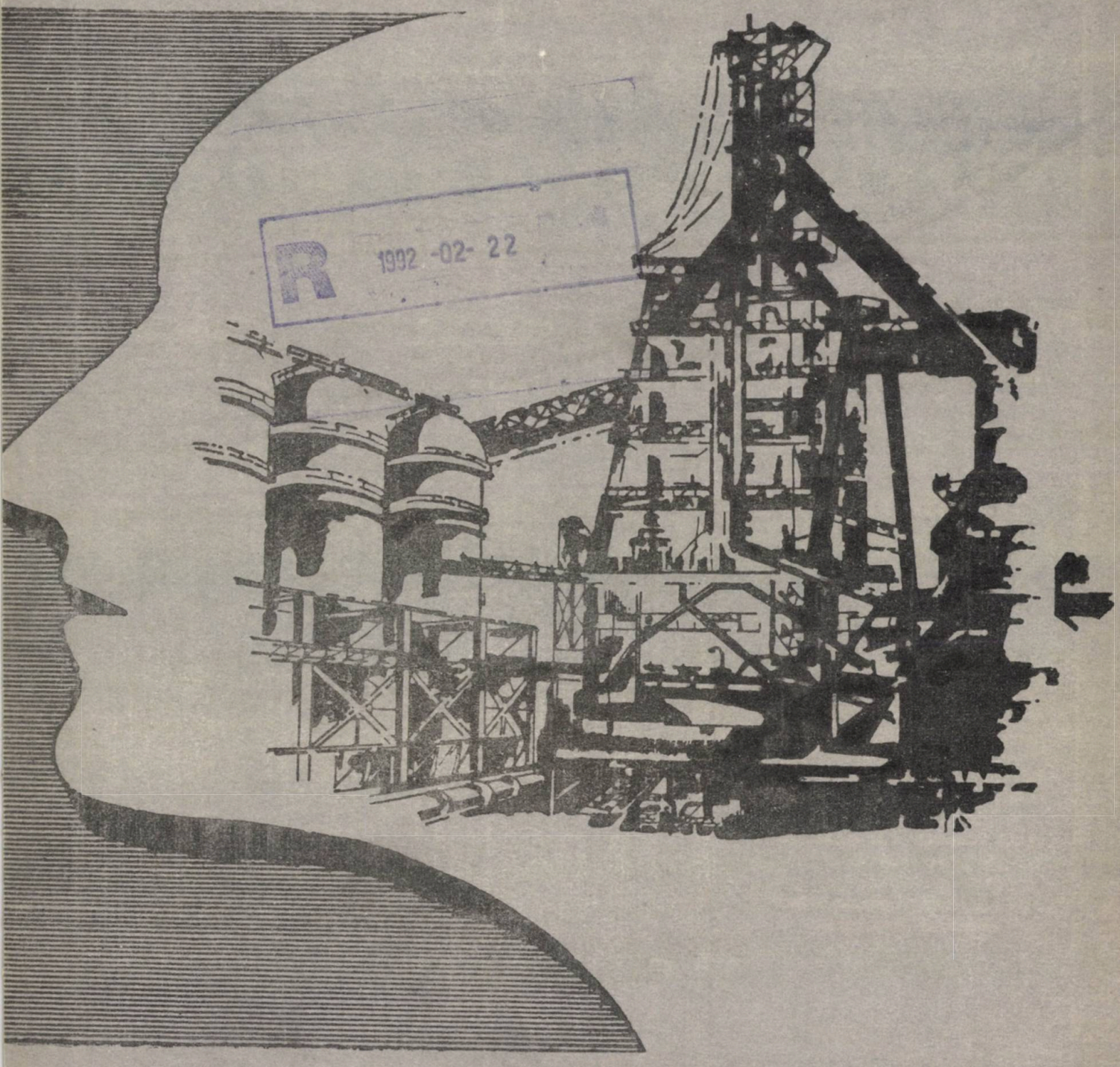
METALURGIA

REFERÁLVA

Nr. 11–12

40н

ANUL XLIII • NOIEMBRIE – DECEMBRIE 1991



R 1992 -02- 22

SIDEROM S. A.
la dispoziţia
dumneavoastră!

SIDEROM S.A.

SIDEROM S. A.
at Your disposal!

„SIDEROM" S.A., societate comercială de strategie, cu sediul în BUCUREŞTI, str. Mendeleev nr. 21—25, sector 1, telefon: 59.65.35

asigură prin cele 56 de societăţi comerciale asociate, printre care menţionăm marile combinate de la Galaţi, Hunedoara, Reşiţa, Tîrgovişte, Călăraşi şi Cîmpia Turzii: realizarea de produse metalurgice, utilaje şi piese de schimb, construcţii şi montaje metalurgice, cercetare şi proiectare de noi tehnologii şi produse metalurgice;
activităţi de import materii prime, materiale, combustibil şi energie, utilaje şi piese de schimb, tehnologii şi documentaţii;
operaţiuni financiare bancare;
activităţi de consulting şi servicii în domeniile: engineering, comercial, marketing, financiar-contabil, dezvoltare, management, personal, juridic, informare, documentare şi altele

SIDEROM S.A., prin societăţile comerciale din reţea, produce şi comercializează:

cocs metalurgic pentru furnale şi turnătorii
fontă albă şi cenuşie
feroaliaje de masă
electrozi de grafit
profiluri grele, mijlocii şi uşoare
ţagle pentru ţevi
blocuri şi bare forjate pentru scule
şină de cale ferată, grea, îngustă şi de tramvai
bandaje şi discuri pentru cale ferată
tablă din oţel groasă, medie şi subţire, zincată, cositorită sau plumbuită
benzi din oţel
sîrmă laminată şi trasă, inclusiv zincată
benzi şi sîrme rezistive
oţel beton şi calibrat
sîrmă şi electrozi pentru sudură
cord metalic şi plase sudate

„SIDEROM" S.A., holding-type, strategy trade company, with central offices in Bucharest, str. Mendeleev No 21—25, sector 1, telephone 59 65 35

provides, through its 56 associated trade companies, among which we mention the Galatzi, Hunedoara, Reşiţa, Tîrgovişte, Călăraşi and Cîmpia Turzii iron and steel works:
manufacturing of metallurgical products, equipment and spare parts, metallurgical constructions and assemblies, research and design of new metallurgical technologies and products;
import activity of raw and processed materials, fuel and energy, equipment and spare parts, technologies and know-how;
financial and banking operations;
consulting and assistance for: engineering, trade, marketing, finances, development, management, personnel, information and know-how;

SIDEROM S.A., through its trade companies, manufactures and supplies:

metallurgical coke for blast furnaces and foundries
white and grey pig iron
bulk ferro-alloys
graphite eletrodes
light, medium and heavy profiles
slabs for pipes
blocks and forged bars for tools
heavy, narrow rails for trains and trams
railway tyres and wheels
thick, medium and thinn zinc-, tin- and lead-coated plate and sheet
steel strip
rolled and drawn galvanized wire
resistive strip and wire
concrete steel and gauged steel
welding wire and electrodes
metal cord and welded nets

SIDEROM S. A.

1992 FEB 28

Urăm cititorilor, abonaţilor şi colaboratorilor noştri un an bun cu sănătate, alături de cei dragi!

La mulţi ani!

REDACŢIA

MAGYAR ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT ÉS KÖNYVTÁR

Societatea Română de Metalurgie, recent înfiinţată, urează „Crăciun fericit" şi „La mulţi ani"! tuturor membrilor fondatori ai societăţii şi viitorilor săi membri.

In numărul viitor al revistei veţi găsi formularul de înscriere ca membru al societăţii.

Pentru informaţii suplimentare adresaţi-vă la:
„SOCIETATEA ROMÂNĂ DE METALURGIE"
Str. Mehadiei nr. 39, sector 6
Bucureşti — cod 77 769
Fax 37 55 93

O.N.U.
COMISIA ECONOMICĂ
PENTRU EUROPA

MINISTERUL INDUSTRIEI
DEPARTAMENTUL
INDUSTRIEI METALURGICE

SOCIETATEA ROMÂNĂ
DE METALURGIE

SIMPOZION

„RESTRUCTURAREA INDUSTRIEI SIDERURGICE DIN ROMÂNIA"

16 — 20 FEBRUARIE 1992

BUCUREȘTI — HOTEL „INTERCONTINENTAL"

Participanți:

- Reprezentanți ai Comisiei Economice pentru Europa, ai O.N.U.
- 10–15 experți internaționali
- 4–6 comunicări ale specialiștilor români
- Reprezentanți ai Ministerului Industriei
- Reprezentanți ai holdingurilor din Departamentul Industriei Metalurgice
- Reprezentanți ai întreprinderilor siderurgice
- Reprezentanți ai sindicatelor

Tematica:

1. Metode de evaluare a situației actuale și de perspectivă a întreprinderilor siderurgice.
2. Procesul de privatizare: stadii, evoluție, metodologie, participarea capitalului străin.
3. Condițiile economice și legislative de formare a prețurilor și competitivitatea în cadrul pieței regionale.
4. Evoluția forței de muncă în timpul perioadei de tranziție: calificare, reorientare. Responsabilitățile ce vor fi preluate de întreprinderi, administrația locală, departament și guvern.
5. Protecția mediului, politica națională și regională. Prevederile standardelor naționale și ale comunității europene.
6. Rolul și participarea institutelor de cercetare din România în timpul perioadei de tranziție.

Înscrierile pentru participare la simpozion vor fi transmise pe următoarea adresă:

Dr. GELU RADU
DIRECTOR - Institutul de Cercetări Metalurgice
Str. Mehadiei, nr. 39, sector 6
R - 77769 București
Telex: 10 034; Fax: 37.55.93; Tel.: 37.55.55

METALURGIA

11–12
1991
NOE. — DEC.

ORGAN AL DEPARTAMENTULUI INDUSTRIEI METALURGICE

cuprins

Dobrovici, D., Constantin, N., Șoit-Vizante, I. și Nicolae, Maria : **Modalități și mijloace moderne de investigare a desfășurării proceselor din furnal** 9

Pîrvu, Gh., Teodorescu, V., Suceveanu, Gh., Stana, V., Radu, V. și Ionescu, S. : **Studiul prin microscopie optică și electronică a structurii aliajului zircaloy — 4** 14

Drăgan, I. și Nistor, L. : **Simularea dezvoltării trecerilor de laminare pentru profiluri de formă complexă folosind tehnica proiectării automate** 19

Coșmeleață, Georgeta, Marin, M., Bane, M. și Coșmeleață, N. : **Variația grăuntelui austenitic în funcție de viteza de încălzire și temperatura de austenitizare în cazul oțelurilor Cr—Ni—Mo cu bor și titan** 25

Cazacu, Lucia, Mărginean, Elena și Mărginean, I. : **Particularitățile structurale ale zonei retopite superficial cu laser obținute din fonte** 28

Cojocaru, V. : **Tehnologia de elaborare a fontei cu grafit nodular prin modificare în formă** 32

COLEGIUL DE REDACȚIE :

BIVOLARU MARIN, IONESCU EMIL, IOAN VÎRCOLACU, VASILE POPESCU, TITI DULĂMIȚĂ, TRAIAN DUMITRESCU, RADU CONSTANTIN GELU, ION PRISECARU, IOAN FLORENTIN SANDU, ALEX. FLOREA, FLOREA OPREA, VIOREL MUNTEANU, BUJOR ROȘCA, LAURENTIE SOFRONI, EMIL FLORIAN, CONSTANTIN DUMITRESCU, SILVIU SAMOILESCU, ION CHIOSE, RADU HANGA, PETRE BOTORAN, SANDU EUGEN, OVIDIU GRĂMADĂ, ION IACOBESCU, PETRE IANC, GHEORGHE PĂRVU, GHEORGHE LEPĂDATU, IULIAN RIPOȘAN

Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ROMPRESFILATELIA Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie, nr. 2

Redactor responsabil : prof. dr. ing. L. SOFRONI
Șef CIDMET : ing. Brândușa Florentina Scorțea
Redactor : ELENA PĂRVU

Revista METALURGIA, organ al Departamentului Industriei Metalurgice — Redacția și administrația : București, str. Mendeleev 21—25, sectorul 1, telefon 59.49.90. Revista este editată de SIDEROM S.A. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30 15 20 201 BCR-SMB. Costul unui abonament lei 600 anual. Costul unui exemplar : lei 50,

Tiparul: S.C. „Universul" SA, str. Brezoianu, nr. 23—25 București • c. 3339

contents

DC : 669.162.267.4

Dobrovici, D., Constantin, N., Şoit-Vizante, I. and Nicolae, M. : **Modern ways and means of blast furnaee process development investigation**

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 9—13

DC : 620,18 :669.018.58

Pârvu, Gh., Teodorescu, V., Suceveanu, Gh., Stana, V., Radu, V. and Ionescu, S. : **Light and eleetronie microscopy investigation of Zirealoy-4 material structure**

The object of the report is the light and electronic microscopy investigation of structures developed after quenching from beta-phase, following the recrystallization and stress relief annealing of specific Zircaloy-4 semiproducts.

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 14—18

DC : 6212671

Drăgan, I. and Nistor, L. : **Simulation of rolling pass development for complex sgapes using CAD techniques**

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12 p. 19—24

DC : 669.15.194.56

Coşmeleaţă, Georgeta, Marin, M., Bane, M. and Coşmeleaţă, N. : **Austenite grain size variation relating to heating rate and austenitizing temperature for Cr—Ni—Mo steels containing Boron Titanium**

The report shows the experimental results regarding the influence of the heating rate and temperature on austenite grain size and the possibility to achieve a controlled size for a B- and Ti microalloyed Cr—Ni—Mo steel.

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 25—27

DC : 669.3 :621.378.3

Gazacu, Lueia, Mărginean, Elena and Mărginean, I. : **Structural features of laser remelted superficial zones of east iron**

The structural aspects of laser hardened cast iron, using the superficial remelting technique are shown.

The structural changes taking place during the solidification of remelted layers are favoured by graphite dissolving in the melt and high rate quenching.

Remelted layers of 0,010—0,500 mm depth, 800—1,000 $HV_{0,050}$ microhardness, made up of ledeburite, austenite and martensite, were achieved.

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 28—30

DC : 669.131.622

Cojocaru, V. : **Melting technique for spheroidal graphite cast iron, using mould inoculation**

Spheroidal graphite cast iron can be produced using a cast/inoculation gating, consisting of two superposed chambers, the lower one being for inoculation, homogenizing and retaining the slag and the upper one for advanced homogenizing and slag retaining.

The cast iron climbs from the lower to the upper chamber through a core canal.

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 32

sommaire

CD : 669.162.267.4

Dobrovici, D., Constantin, N., Vizanie-Şoit, I. et Nicolae, Maria : **Modalités et voies modernes d'investigation des processus qui ont lieu dans le haut fourneau**

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 9—13

CD : 620.18 :669.018.58

Pârvu, Gh., Teodorescu, V., Suceveanu, Gh., Stana, V., Radu, V. et Ionescu S. : **L'étude par microscopie optique et électronique de la structure de l'alliage Zirealloy—4**

L'article a pour but d'analyser à l'aide de la microscopie optique et électronique certains aspects qui apparaissent à la suite des traitements thermiques de trempe de la phase β, après le recuit de recristallisation et le recuit de détente sur des semiproduits spécifiques de l'alliage Zircaloy — 4.

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 14—18

CD : 621.771.26

Drăgan, I. et Nistor, L. : **La simulation du dévelopement des passages de laminage pour profils de forme complexe en utilisant la technique de la projection automate**

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 19—24

CD : 669.15—194—56

Coşmeleaţă, Georgeta, Marin, M., Bane, M. et Coşmeleaţă, N. : **La variation de la dimension du grain austénitique en function de la vitesse de chauffage et la température d'austénitisation dans le cas des aciers Cr—Ni—Mo avec du bare et du titane**

L'article présente les résultats expérimentales concernant l'influence de la vitesse et de la température de chauffage sur la dimension du grain austénitique de même que les possibilités d'obtenir une dimension controlée dans la cas d'un acier Cr—Ni—Mo microallié à bore et à titane.

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 25—27

CD : 669.3 :621.378.3

Gazacu, Lucia, Mărginean, Elena et Mărginean, I. : **Particularités structurales de la zone refondue superficiellement**

On présente des aspects structurals obtenus par la durification à l'aide du laser de fontes par le processus de refusion superficielle.

Les modifications structurales qui apparaissent au cours de la solidification des couches refondues sont favorisées par la dissolution du graphite dans la coulée et le refroidisement à haute température.

On a obtenu des couches refondues ayant une profondeur de 0,0s 0—0,500 mm et une microdureté de 800—1000 HV 0,050 formées de lédéburite, austenite et martensite.

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 28—30

CD : 669.131.622

Cojocaru, V. : **La technologie d'élaboration de la fonte à graphite nodulaire par la modification en forme**

La fonte à graphite nodulaire est obtenue à l'aide d'une attaque de coulée — modification formée de deux chambres surétagées, la chambre inférieure ayant le role de modification, homogénéisation et rétention de la scorie tandis que la chambre supérieure détermine la homogéneisation et la rétention avancée de la scorie.

La fonte passe de la chambre inférieure dans la chambre supérieure par un canal compris dans un noyau.

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 32

inhalt

DK : 669.162.267.4

Dobrovici, D., Constantin, N., Şoit-Vizante, I. und Nicolae, Maria : **Moderne Möglichkeiten und Mitteln zur Erforschung des Verlaufs der Hochofenprozesse**

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 9—13

DK : 620.18 :669.018.58

Pârvu, Gh., Teodorescu, V., Suceveanu, Gh., Stana, V., Radu, V. und Ionescu, S. : **Studium, anhand der optischen und elektronischen Mikroskopie, des Gefüges der Zircaloy-4Legierung**

Die Arbeit hat als Ziel die Erforschung anhand der optischen und elektronischen Mikroskopie einiger Aspekte die nach dem Aushärtungswärmebehandlungsglühen der p-Phase, Rekristallisationsglühen und Entspannungsglühung auf spezifischen Halberzeugnissen aus der Zircaloy-4Legierung erscheinen.

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 14—18

DK : 621.771.26

Drăgan, I. und Nistor, L. : **Simulierung der Entwicklung des Walzgangs für Profile mit komplexer Form mittels der Technik der automatisierten Projektierung**

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 19—24

DK : 669.15—194.56

Coşmeleaţă, Georgeta, Marin, M., Bane, M. und Coşmeleaţă, N. : **Veränderung der Grösse der austenitischen Körner in Abhängigkeit von der Erwärmungsgeschwindigkeit und der Austenitisierungstemperatur im Falle der bor-und titanhaltigen Cr—Ni—Mo—Stähle**

In der vorliegenden Arbeit werden die Versuchsergebnisse angesichts des Einflusses der Erwärmungsgeschwindigkeit- und temperatur auf der Grösse des Austenitkornes, sowie die Möglichkeit der Erzielung von kontrollierten Grössen, im Falle eines bor-und titanmikrolegierten Stahls dargestellt.

Metalurgia 43(1991), nr. 11—12, p. 25—27

DK : 669.3 : 621.378.3

Cazacu, Lucia, Mărginean, Elena und Mărginean, I. : **Strukturelle Besonderheiten der Laserstrahl-oberflächlich umgeschmolzeen Zone, die beim Roheisen erzielt werden**

Es werden einige strukturelle Aspekte die bei der Laser-Härtung des Roheisens anhand des Oberflächenumschmelzverfahrens vorkommen, dargestellt.

Die strukturellen Veränderungen die bei der Härtung der umgeschmolzenen Schbichten erscheinen sind von dem Lösen des Graphits in der Schmelze und von dem Hochgeschwindigkeitskühlen begünstigt.

Es wurden einige bis zu einer Tiefe von 0,010—0,500 mm umgeschmolzene Schichten, mit einer Mikrohärte von 800—1000 $HV_{0,050}$, entstehend aus Ledeburit, Austenit und Martensit, erzielt.

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 28—30

DK : 669.131.622

Cojocaru, V. : **Herstellungstechnologie des Kugelgraphitgusseisens duch Formänderung**

Es wird ein Kugelgraphitgusseisen, indem ein Eingusstrichter und ein Veränderungsnetz angewandt werden, erzielt. Der o.g. Eingusstrichter und das Veränderungsnetz enthalten zwei übergesetzte Kammern von denen das untere Kammer die Rolle der Veränderung-Homogenisierung- und -Schlackenrückhaltung hat, und das obere Kammer die Homogenisierung und die fortgeschrittene Rückhaltung der betreffenden Schlacke abstimmt.

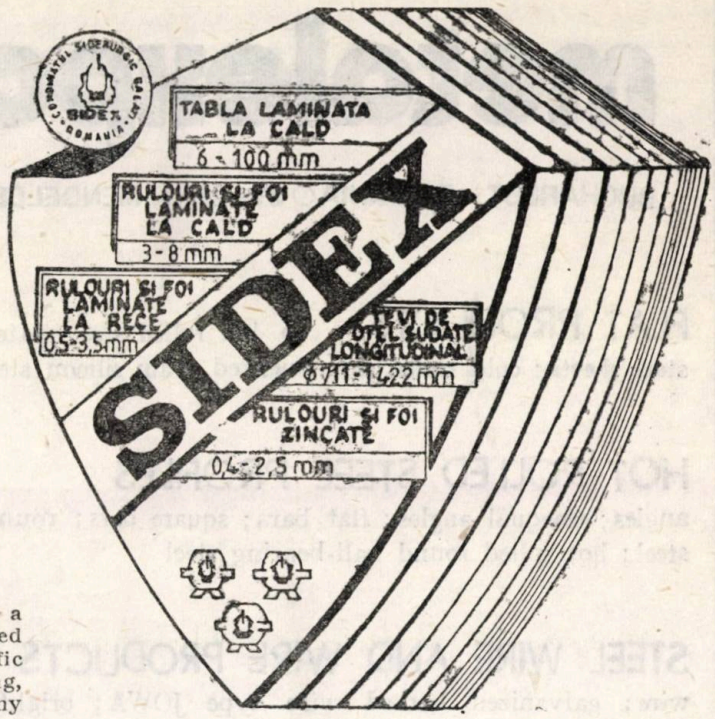
Das Roheisen dringt aus dem unteren im oberen Kammer herein, mittels eines sich im Kern befindenden Kanal.

Metalurgia 43 (1991), nr. 11—12, p. 32

SIDEX

IRON AND STEEL COMPLEX OF GALATZI

1, Siderurgiştilor st.
cod 6200
Phone : 943/30004; 30109
Telex : 51257; 51312



Located on the bank of the Danube, equipped with a great ore carrier harbour, SIDEX of Galatzi has been designed with modern integrated technological flow and specific auxiliary plants (energetics, spare parts manufacturing, maintenance) in order to obtain the production autonomy — SIDEX of Galatzi export their products in 39 countries.

At present, SIDEX of Galatzi delivers heavy plate, cold rolled sheet and strip of about 400 steel grades, according to the foreign and Romanian Standards approved by the International Naval Registers.

COKE – CHEMICAL PLANT

It consists of :
— eight coking batteries with a capacity of 4,0 mil. t/year;
— two chemical sections for by-products.

The plant is equipped with modern units for coal grinding and dosage and for dry cooling, using a large range of coals to produce high mechanical resistance coke.

Coke tars and coke gas are treated into the chemical section to obtain the following by-products : ammonia sulphate, benzene, naphtalene, antracene, technical oils, tar a.s.o.

SINTERPLANT AND FURNACES

It consists of :
— three ore plants with a total capacity of 1.6 mil. t/year ;
— six blast furnaces, as follows : four with inner volume of 1700 m^3 each, one with inner volume of 2700 m^3 and one of 3500 m^3 inner volume ; the total capacity is 8.6 mil. t pig iron/year ;

REFRACTORY STEEL WORKS

It consists of :
— three steel plants with LD converters, with a capacity of 9—10 mil. t steel/year ; two of them deliveres liquid steel for continuous casting machines ;
— two continuous casting systems with 10 continuous casting machines with a capacity of 2.7 mil. t slabs/year and 2.5 mil. t blooms/year ;
— one electrical steel plant with a capacity of 175000 t/year ;
— auxiliary plant for : metallurgical lime, blocks and dolomitic bricks and antishrinkage products. These plants deliver ingots, slabs and continuous cast blooms.

ROLLING MILLS PLANT

It consists of :
— one slabing mill with a capacity of 3.0 mil. t/year ;
— one semi-products mill with a capacity of 2.5 mil. t/year ;
— one hot plate mill with a capacity of 3.0 mil. t/year ;
— two heavy plate rolling mills with a capacity of 1.2 and 1.5 mil. t/year ;
— two cold sheet rolling mills with a capacity of 0.9 and 0.6 mil. t/year ;
— two cold sheet rolling mills with a capacity of 0.9 and 0.6 mil. t/year ;
— one continuous electroplate system with a capacity of 100 000 t/year.

The plant produces a large range of products such as plate, hot and cold sheet, continuous galvanized strip and plate in about 40 steel grades.

AUXILIARY PLANTS

Spare Part and Repair Plant

POWER GENERATION AND DISTRIBUTION PLANT

Service and Transport System
Oven Repair Plant

RESEARCH AND DEVELOPMENT

Central Laboratory is equipped with up-to-date devices for production control by means of chemical analyses and metallographical, spectral, toxicological, physical and mechanical tests.

Research and Design Institute for Plates and Metallic Coatings elaborates studies, research works and technological, engineering and manufacturing technology projects for plate and anticorrosion protection coatings, projects for equipments, installations and ferrous metallurgy constructions, as well as documentation for capital and current repairs.

metalexportimport

BUCHAREST – ROMANIA ○ 21 – 25, D.I. MENDELEEV ST. ● TEL.: 59.68.25. ○ TELEX: 11515 metal r

FLAT PRODUCTS ● hot rolled steel plates; cold rolled steel sheet; galvanized steel sheets; cold rolled non-oriented grain silicon steel strip

HOT ROLLED STEEL PROFILES ● channels UNP; joists INP; equal angles; unequal angles; flat bars; square bars; round bars; alloyed and high speed tool steel; hot rolled round ball-bearing steel

STEEL WIRE AND WIRE PRODUCTS ● nail wire; welding electrodes wire; galvanized barbed wire type JOWA; bright steel wire for prestressed concrete (PC wire); brass plated steel cord for tyres; welding electrodes; bronze plated steel wire; stud link anchor chain cable; steel wire ropes, bright or galvanized; round wire nails; soft galvanized steel wire; stress relieved steel wire strands

REINFORCING STEEL AND WIRE ROD SEAMLESS AND WELDED TUBES ● seamless steel pipes; seamless steel plain end line pipe; seamless steel casing; ERW pipes; longitudinally ERW pipes; cold formed profiles; cold formed profiles from hot rolled steel strip

ALUMINIUM INGOTS AND ALUMINIUM PRODUCTS
● sheets; foils; square; round; hexagonal bars, tubes, extruded profiles

Make Us Your Partner for Success!

...for Success!

...for Success!

METALEXPORTIMPORT S.A. ROMANIA

MODALITĂȚI ȘI MIJLOACE MODERNE DE INVESTIGARE A DESFĂȘURĂRII PROCESELOR DIN FURNAL

Ing. D. DOBROVICI, ing. N. CONSTANTIN,
dr. ing. I. ȘOIT-VIZANTE
și dr. ing. MARIA NICOLAE
Institutul Politehnic București

CZ : 669.162.267.4

Mijloacele de măsurare utilizate pentru controlul curent al desfășurării proceselor din furnal au cunoscut o dezvoltare importantă în ultimii 10—20 de ani, caracterizată, printre altele, și prin faptul că numeroase măsurători, utilizate în trecut doar ocazional, în scopuri de cercetare, sînt în prezent folosite în exploatarea curentă.

Modalități de investigare a circulației gazelor prin cuvă

Metoda cea mai răspîndită în prezent este efectuarea de sondaje în cuva superioară, la 4—6 m sub nivelul normal de încărcare, prin utilizarea unor sonde orizontale din țevi concentrice răcite cu apă, care se introduc în încărcătură prin orificii special amenajate în manta și zidărie (fig. 1).

Se utilizează, după caz, două sau patru sonde, amplasate astfel încît să permită luarea de probe de gaz în lungul a două diametre ale cuvei, perpendiculare între ele. Cu fiecare sondă se iau probe de gaz din mai multe puncte între axă și periferie, la fiecare analizîndu-se conținutul de CO_2.

Prin trasarea diagramelor variației conținuturilor de CO_2 se pune în evidență cu claritate caracterul circulației gazelor în cuva superioară. Conținuturi mari de CO_2 indică, în punctele respective, debite mici de gaz; conținuturi mici de CO_2 indică debite mari de gaz.

În prezent, în numeroase țări, se utilizează și alte mijloace de măsurare care dau posibilitatea aprecierii circulației gazelor prin cuvă, și anume: sonde cu termocupluri; sonde cu termocupluri și prize de gaz; sonde cu infraroșii.

Toate aceste mijloace de sondare măsoară temperatura sau compoziția gazelor după ce ies din încărcătura furnalului, deci la gură, la o anumită cotă deasupra nivelului normal de încărcare.

Sondele cu termocupluri (fig. 2) se realizează în mai multe variante:

Sub forma a două traverse fixe, perpendiculare între ele (cruce de măsurare), amplasate deasupra nivelului maxim de încărcare. Sub

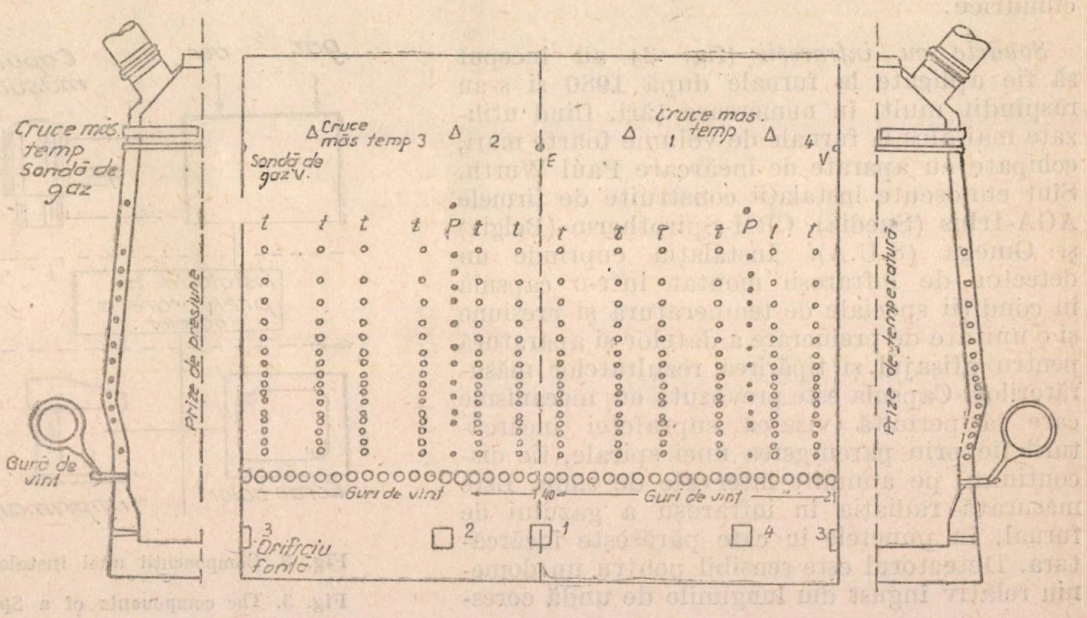


Fig. 1. Sonda orizontală D.D.S.

Fig. 1. DDS horizontal probe

traverse se instalează un număr de termocupluri în ţevi de protecţie, astfel amplasate încît să fie posibilă măsurarea temperaturilor gazelor într-un număr convenabil de puncte, pe două diametre perpendiculare.

În alte variante se utilizează fie sonde mobile care, pentru efectuarea măsurătorilor, sînt introduse şi apoi retrase prin orificii special amenajate în mantaua cupolei furnalului (măsurarea discontinuă), fie sonde înclinate după unghiul de taluz al materialelor în furnal (sonde mobile, efectuînd măsurarea discontinuă).

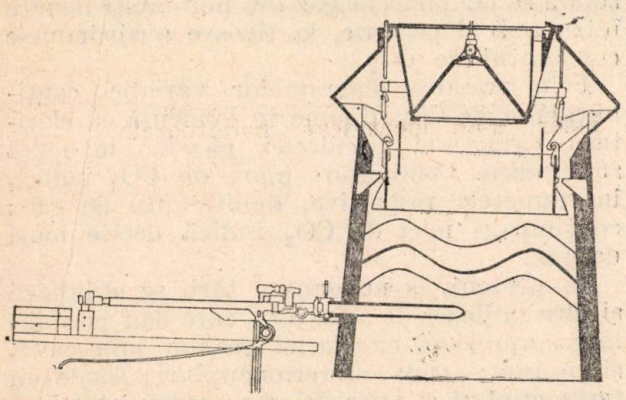


Fig. 2. Poziţia unor puncte de măsurare a furnalului Schwelgern

Fig. 2. The location of measuring points on the Schwelgern blast furnace

Sondelor cu termocupluri li se pot adapta şi conducte pentru luarea de probe de gaz (în special în varianta fixă), ceea ce permite o mai bună apreciere asupra circulaţiei gazelor.

Măsurătorile de temperatură, în scopul stabilirii circulaţiei gazelor, sînt completate prin instalarea de termocupluri la periferia gurii cilindrice.

Sondele cu infraroşii (fig. 3) au început să fie aplicate la furnale după 1980 şi s-au răspîndit mult, în numeroase ţări, fiind utilizate mai ales la furnale de volume foarte mari, echipate cu aparate de încărcare Paul Wurth. Sînt cunoscute instalaţii construite de firmele AGA-Irbis (Suedia), CRM-Spirotherm (Belgia) şi Omega (S.U.A). Instalaţia cuprinde un detector de infraroşii montat într-o capsulă în condiţii speciale de temperatură şi presiune şi o unitate de prelucrare a datelor şi aparatura pentru afişajul şi tipărirea rezultatelor măsurătorilor. Capsula este prevăzută cu mecanisme care să permită vizarea suprafeţei încărcăturii fie prin parcurgerea unei spirale, fie discontinuu, pe anumite intervale de timp. Este măsurată radiaţia în infraroşu a gazului de furnal, în punctele în care părăseşte încărcătura. Detectorul este sensibil pentru un domeniu relativ îngust din lungimile de undă corespunzătoare radiaţiilor infraroşii, pentru care efectul de absorbţie a atmosferei gazoase este practic neglijabil. Rezultatele măsurătorilor pot fi afişate direct în °C, în diferite moduri: curbele de variaţie a temperaturii gazelor în lungul a două diametre perpendiculare ale gurii furnalului; idem, pe periferia gurii furnalului; înscrierea valorilor temperaturilor gazelor pe secţiunea circulară a gurii furnalului, într-un număr de puncte distribuite uniform pe secţiune (ex. 29 puncte la spirotherm).

Este evident că, dintre rezultatele obţinute la utilizarea diferitelor tipuri de sonde, cele mai valoroase sînt cele furnizate de sondele cu infraroşii, deoarece acestea măsoară temperatura gazelor la ieşirea din încărcătură.

Debitele de gaze în punctele în care au fost efectuate măsurătorile de temperatură variază direct proporţional cu temperaturile, luîndu-se în considerare procesele de schimb de căldură din furnal.

Cu toate că evaluarea debitelor de gaze pe baza măsurătorilor de temperatură este mai nesigură decît aceea bazată pe determinarea conţinuturilor de CO_2 în straturile superioare ale încărcăturii, ea s-a răspîndit mult, fiind mai

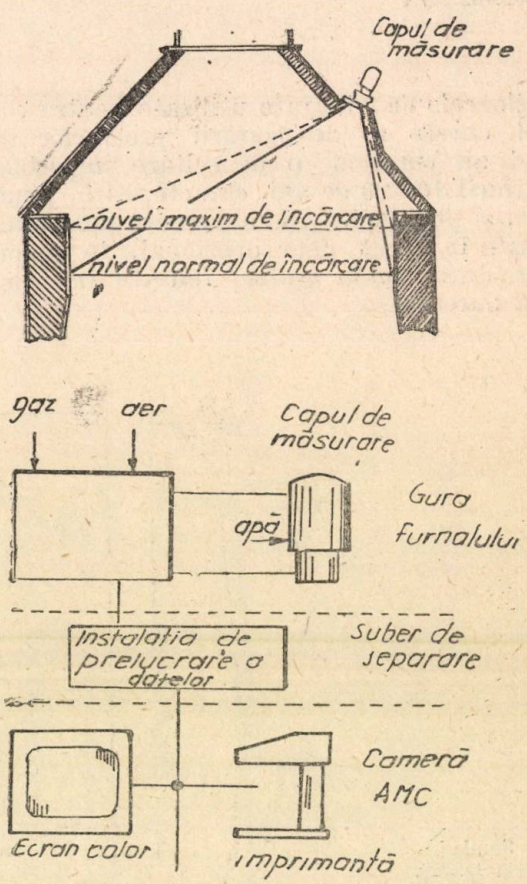


Fig. 3. Componenţii unei instalaţii Spirotherm

Fig. 3. The components of a Spirotherm plant

comodă în exploatare și permițînd totodată obținerea de indicații asupra formei și poziției zonei coezive din furnal.

Sondele verticale (fig. 2 și 4) se introduc prin cupola furnalului, utilizînd un tub vertical fix. Sonda cuprinde un „cap de măsurare" și tubulatura de legătură, care este prelungită o dată cu coborîrea „capului de măsurare" împreună cu încărcătura. În final, capul de măsurare se va distruge.

Capul de măsurare cuprinde un termocuplu și tuburi (cu filtre) pentru luarea de probe de gaze. În unele realizări mai recente (Japonia), sonda de măsurare este recuperabilă, însă nu coboară decît prin cuvă. În lucrările prezentate la conferința internațională de furnalistică de la Aachen (1986), sînt semnalate sonde flexibile, care permit efectuarea măsurătorilor pe una sau mai multe verticale (fig. 5). Asemenea sonde sînt nerecuperabile.

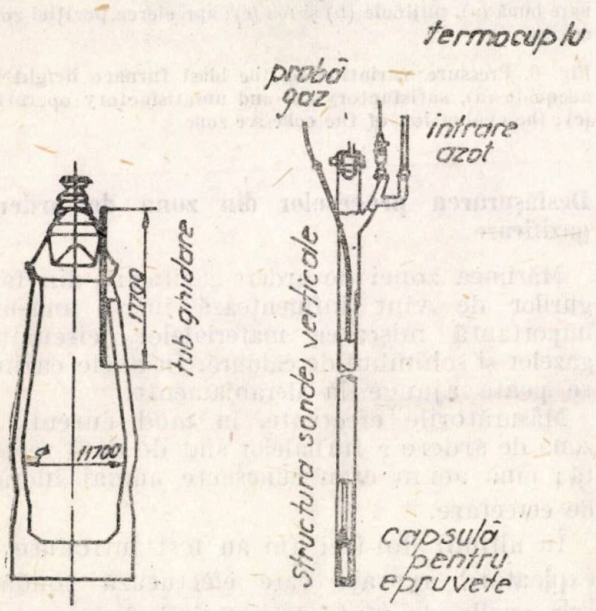


Fig. 4. Schema sondei verticale rigide
Fig. 4. The layout of the rigid vertical probe

Sondele verticale permit cunoașterea desfășurării schimbului de căldură între gaze și încărcătură, în interiorul furnalului, pe una sau mai multe verticale. De asemenea, se pot furniza unele informații asupra desfășurării în cuvă a reacției Bell-Boudouard și asupra poziției zonei coezive.

Nivelul superior al încărcăturii este urmărit cu sondele mecanice obișnuite care măsoară în două-trei puncte. În scopuri de cercetare au fost utilizate, în ultimii 20—25 ani, sonde orizontale care se introduc și apoi se retrag printr-un orificiu, deasupra nivelului încărcăturii. Prin aceste sonde se coboară un număr de greutăți suspendate cu cabluri, care permit determinarea suficient de precisă a formei conice a suprafeței superioare a încărcăturii.

Aceste sonde sînt dificil de manipulat și au fost înlocuite, în ultimii ani, prin măsurători cu microunde (radar), care permit măsurarea exactă a nivelului mediu al încărcăturii și cunoașterea formei suprafeței superioare a acesteia în diferite condiții de încărcare și de intensitate de funcționare.

Desfășurarea proceselor din cuvă-pîntece

Grosimea straturilor de minereu și de cocs. În afară de determinările cu microunde ale nivelului încărcăturii, s-a introdus recent, în exploatarea furnalelor japoneze, o aparatură specială pentru stabilirea grosimilor relative ale straturilor succesive de minereu și de cocs prin detectarea modificărilor care apar în cîmpurile magnetice generate de o bobină. Semnalele electrice obținute sînt prelucrate într-o unitate de calcul, pe baza unui model matematic, stabilit în urma cercetărilor efectuate pe modele fizice la rece și la cald.

Gradul de dezvoltare a proceselor de reducere este verificat, în prezent, la unele furnale mari, în două moduri :

— cu ajutorul sondelor verticale recuperabile (fig. 4), care permit extragerea de probe de minereu de la diferite niveluri din cuvă (Japonia) ;

— cu ajutorul unor dispozitive de sondare, care permit extragerea de la unu—două niveluri ale cuvei inferioare a unor probe de materiale, în tuburi cu diametrul de 400 mm și lungimea de circa 5 m (R.F.G, Japonia).

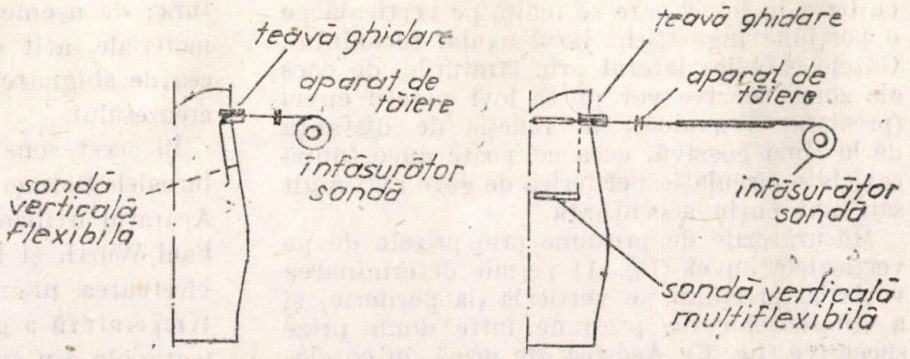


Fig. 5. Schema amplasării sondelor verticale flexibile și multiflexibile
Fig. 5. The layout of the flexible and multiflexible vertical probes

Astfel de probe fac posibilă obținerea de informații asupra desfășurării reducerilor, comportării în cuvă a minereurilor și a cocsului, disocierii carbonaților etc.; de asemenea, se pot obține informații asupra poziției și structurii zonei coezive.

Zona coezivă. După cum este cunoscut, zona coezivă sau zona de formare a zgurilor primare se dezvoltă în cuva inferioară și pîntece, aproximativ între suprafețele reprezentînd izotermele de 1200 și 1300°C. În zona coezivă se menține stratificația încărcăturii din cuvă, însă straturile de minereu în curs de topire sînt tasate și devin practic impermeabile pentru gaze; ca urmare, gazele reducătoare ascendente, din zona inferioară a furnalului, își vor putea găsi drum numai prin straturile de cocs. În funcție de forma și poziția zonei coezive (care depinde la rîndul ei de distribuția gazelor în etalaj și de desfășurarea schimbului de căldură în zona inferioară a furnalului), va avea loc o anumită repartizare a gazelor la baza cuvei, care poate fi dirijată.

În legătură cu formarea și structura zonei coezive, ca și în ceea ce privește repartizarea gazelor reducătoare ascendente, după ieșirea din zona coezivă, au fost efectuate în ultimii 10—15 ani numeroase cercetări, în special în Japonia și R.F.G., care au permis și stabilirea unor tehnici de măsurare, capabile să dea indicații asupra formei și poziției zonei coezive și asupra repartiției gazelor la baza cuvei.

În acest scop, se măsoară distribuția temperaturilor gazelor la ieșirea din încărcătură (la gură), folosind de preferință detectoarele de radiații infraroșii, precum și variația presiunii și a temperaturii gazelor la periferie, pe înălțimea cuvei (utilizînd prize de presiune și de temperatură, amplasate pe mantaua cuvei, pe mai multe verticale) (fig. 1).

Cercetările pe modele de tot felul, corelate cu concluziile la care s-a ajuns în urma studierii stării încărcăturii la cîteva furnale, care au fost înghețate prin insuflare de azot lichid, au dus la concluzia că forma cea mai convenabilă a zonei coezive este aceea a unui clopot cu baza în jos și care se înalță pe verticală pe o porțiune îngustă în jurul axului furnalului. Gazele care ies lateral prin straturile de cocs ale zonei coezive vor putea lovi pereții cuvei (presiune dinamică), în funcție de distanța de la zona coezivă, ceea ce poate duce (după caz) la o circulație periferică de gaze mai mult sau mai puțin accentuată.

Măsurătorile de presiune prin prizele de pe verticalele cuvei (fig. 1) permit determinarea variației presiunii pe verticală (la periferie) și a diferențelor de presiune între două prize succesive (fig. 6). Acestea din urmă, în corelație cu determinările temperaturilor gazelor la gură, permit determinarea cu suficientă precizie, pe baza unui model matematic, a poziției și a formei zonei coezive. Cunoașterea situației zonei dă posibilitatea stabilirii pe bază sigură a măsurilor necesare pentru obținerea unei bune circulații a gazelor prin furnal.

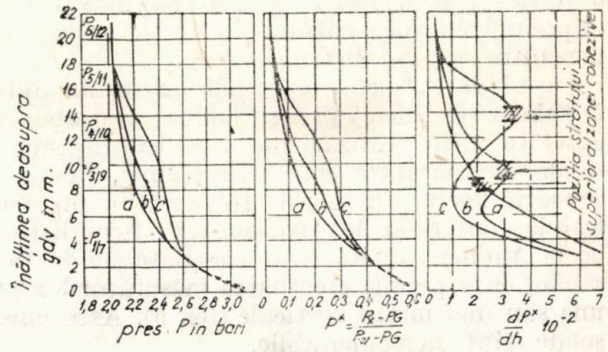


Fig. 6. Variația presiunii pe înălțimea furnalului la funcționare bună (a), mijlocie (b) și rea (c); aprecierea poziției zonei coezive

Fig. 6. Pressure variation on the blast furnace height for adequate (a), satisfactory (b) and unsatisfactory operation (c); the evaluation of the cohesive zone

Desfășurarea proceselor din zona de ardere-gazificare

Mărimea zonei de ardere-gazificare din fața gurilor de vînt influențează într-o măsură importantă mișcarea materialelor, circulația gazelor și schimbul de căldură. În unele cazuri, se poate ajunge la deranjamente.

Măsurătorile efectuate, în mod curent, în zona de ardere a furnalelor sînt de dată recentă; pînă acum erau cunoscute numai lucrări de cercetare.

În ultimii doi-trei ani au fost introduse în exploatare aparate care efectuează sondaje prin gurile de vînt, determinînd dimensiunea zonei de circulație (în lungul axului gurii de vînt), variația compoziției gazului și temperatura; de asemenea, se pot extrage probe de materiale, atît din zona de ardere, cît și din cea de stagnare a cocsului, partea centrală a creuzetului.

În acest sens există unele informații de la furnalele Solmer-Fos (Franța) și Oita (Japonia). Aparatul utilizat la Solmer a fost realizat de Paul Wurth și IRSID și permite, în afară de efectuarea unor măsurători de compoziție și temperatură a gazelor, extragerea de probe de materiale din creuzet (mostre cilindrice cu diametrul de 90 mm în timpul funcționării și

300 mm cu furnalul oprit), avînd lungimea de 5—6 m, ceea ce permite cercetarea atît a zonei de ardere, cît și a zonei „omului mort".

Sondarea creuzetului la nivelul gurilor de vînt, în special în timpul funcționării furnalului, permite obținerea de informații de cea mai mare importanță privind mișcarea materialelor și a gazelor, comportarea cocsului etc.

BIBLIOGRAFIE

[1] Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan — 7/1989 (nr. festiv, 70 ani). *Siderugia japoneză contemporană.*

[2] Sonda orizontală DDS. Prospect Dienenthal-Siegen, R.F.G.

[3] CIT — 3/1970. Furnalul nr. 4 al Soc. Forges de Thy-Marcinelle et Monceau-Delacharlerie.

[4] Steel Times International, dec. 1987. Ishikawa s.a., *Dispozitive realizate recent, pentru măsurători la furnale.*

[5] CIT — 1/1984. *Triple sondaje verticale la furnalul nr. 2 — Joeuf.*

[6] Stahl und Eisen, 15—16/1983. *Dispozitive de măsurare pentru cercetarea directă a zonei active din furnal.*

[7] Stahl und Eisen, 3/1982. *Determinarea repartițiilor temperaturilor la suprafața încărcăturii furnalului cu aparatura Irbis-DPS, cu infraroșii. Controlul funcționării furnalului cu aparatură spirotherm.*

[8] Stahl und Eisen, 8/1985. *Controlul circulației gazelor la furnalul A de la Uzinele Peine-Salzgitter.*

[9] Stahl und Eisen, 6/1982. *Cercetări asupra zonei coezive la furnalul Schwelgern.*

[10] Revue de Métallurgie, 11/1987. *Sondaje în „Omul mort" de la furnal, printr-o gură de vînt.*

[11] Referativnii Jurnal. Metallurgia — Ciuguna i Stali, 4/1988, p. 10 (4B103). *Premiera franceză : furnalul cu „inima deschisă".*

[12] Bazilevici, S. s.a. *Metode de cercetare experimentală a proceselor din furnal* — Metalurgizat, 1960.

[13] Stahl und Eisen, 7/1989. Langer, K. *Optimizarea reglajului la insuflarea cărbunilor în furnal.*

revista revistelor

Stahl und Eisen, Germania, nr. 1, 1991

Un an de experință în exploatare a instalației CSP pentru bandă laminată la cald, la firma Nucor Steel Corporation, p. 37. Dezvoltarea ingineriei tehnologice aplicate la construirea instalațiilor utilizate în viitor la fabricarea benzilor late la cald, p. 47. Aspecte privind utilizarea industrială a simulărilor de proces în domeniul laminării, p. 63. Deformarea la cald și proprietățile pieselor forjate grele austenitice, p. 71. Fabricarea profilurilor din punctul de vedere al fabricării sculelor, p. 79. Influența conținuturilor reduse de fosfor asupra proprietăților în funcționare ale oțelurilor de construcții cu granulație fină și ale oțelurilor pentru țevi de transport la mare distanță, p. 83. Controlul zgurii și optimizarea procesului începînd cu desulfurarea fontei brute pînă la descărcarea convertizorului, p. 119. Controlul zgurii și optimizarea acesteia în metalurgia secundară, p. 125. Valorificarea zgurilor de oțelărie, p. 133. Situația reformelor economice în Polonia, Ungaria, Cehoslovacia și U.R.S.S., p. 139. Criza reorganizării în Germania de Est, p. 142.

Stahl und Eisen, Germania, nr. 2, 1991

Proiectul de turnare a benzilor subțiri, al firmelor Krupp Stahl AG și VDM Nickel — Technologie, p. 51. Turnarea benzilor prin procedeul cu două role — stadiul și dezvoltarea la firma Thyssen Stahl AG, p. 61. Turnarea în formă aproape finită a benzilor din oțel subțiri, într-o instalație cu două role cu forță reglată, de tipul Bessemer, p. 69.

Cercetări privind turnarea benzilor din oțel inoxidabil și oțel cu conținut de siliciu la firma ZFW, Dresda, p. 79.

Intrarea în funcțiune a unei instalații de degazare în oală, la uzinele siderurgice Krupp Mannesmann, p. 81.

Comportarea la dizolvare a blocurilor de carbon în baia de fontă, p. 89.

Progrese în tehnologia de depozitare și de transport, p. 98.

Evoluția defectelor zonei marginale la matrița de forjat, p. 113.

Influența conținuturilor reduse de fosfor asupra proprietăților de tenacitate ale oțelului refractar 30CrMoNiV5 11, p. 121.

Stahl und Eisen, Germania, nr. 3, 1991

Suprimarea prafului în halele de turnare ale furnalului, p. 55.

Separatoare ventilate pentru țunder fin utilizate la tratamentul apei de proces rezultate de la instalațiile de turnare continuă și laminoarele la cald, p. 59.

Experiența în domeniul tratamentului apelor reziduale cu conținut de crom și acizi, la procedeele de tratament continuu, p. 67.

Scurtarea duratelor de reconstrucție în vederea reducerii pierderilor de producție, p. 73.

Construirea noului furnal al firmei Sidmar în 115 zile, p. 81.

Termovagonete telecomandate prin radio, pentru transportul la cald al sleburilor și produselor semifinite, p. 85.

Controlul simetriei distribuției materialelor în furnal prin utilizarea unui jgheab rotitor ca sistem de încărcare, p. 93

STUDIUL PRIN MICROSCOPIE OPTICĂ ȘI ELECTRONICĂ A STRUCTURII ALIAJULUI ZIRCALOY-4

Dr. ing. GH. PÂRVU
ICEM
Dr. fiz. V. TEODORESCU
IFA — București
Dr. ing. GH. SUCEVEANU și ing. V. STANA
ICEM
Ing. fiz. V. RADU și ing. S. IONESCU
IRNE — Pitești

CZ : 620.18 : 669.018.58

Cercetările au avut drept scop studierea prin microscopie optică și electronică a structurii aliajelor de tip zircaloy, formată după unele operații de tratament termic care se întîlnesc în fluxul tehnologic al fabricării țevilor, barelor și benzilor folosite la fabricarea fasciculelor combustibile pentru unele tipuri de reactoare nucleare-electrice.

După cum rezultă din diagrama de echilibru Zr-Sn (fig. 1), la temperatura camerei aliajele de tip zircaloy sînt formate din soluție solidă suprasaturată de staniu în zirconiu α, în echilibru cu compusul intermetalic Zr_4Sn ; la încălzire, o dată cu creșterea temperaturii, solubilitatea staniului crește pînă la dizolvarea completă, apoi între 862 și 980°C se parcurge o zonă de coexistență a fazei α cu faza β, ultima constituind faza unică de temperaturi înalte care prezintă interes pentru tratamentele termice aplicate acestor aliaje [4].

În lucrarea [2] este prezentată diagrama transformare-temperatură — timp (fig. 2) a unui aliaj din această familie (zircaloy-2). Conform acestei diagrame, există următoarele domenii de faze, pornind de la temperaturi de peste 1000°C : domeniile fazei β, ale fazelor $\alpha+\beta+$precipitate (de Zr_4Sn, dar mai pot fi de $ZrFe_2$, $ZrCr_2$, oxizi de Zr ș.a.), domeniul fazei α + precipitate și al fazei α suprasaturată cu elemente de aliere. Un loc aparte îl ocupă domeniul β în sensul că acesta se prelungește teoretic pînă la temperatura camerei, dacă viteza de răcire a aliajului este foarte mare. Rezultă că la o răcire continuă din faza β, după trecerea prin domeniile amintite, se obține o structură de fază α asociată cu precipitate. La răcirea înceată, structura formată este de tip Wid-

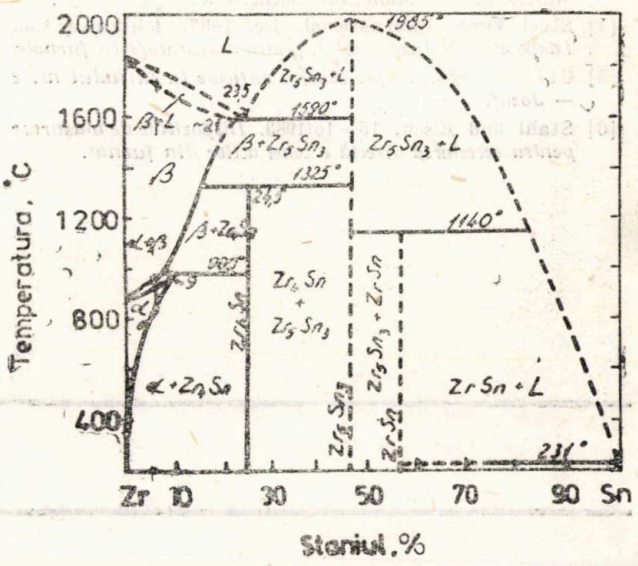


Fig. 1. Diagrama de echilibru zirconiu-staniu

Fig. 1. Zr—Sn phase diagram

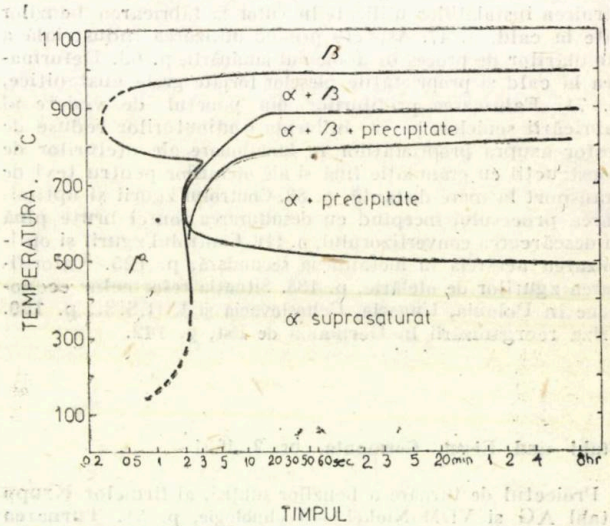


Fig. 2. Diagrama de transformare-timp — temperatură a aliajului zircaloy-2

Fig. 2. Zircaloy — 2 time — temperature — diagram

mannstatten, plachetele de fază α fiind cu atît mai mari cu cît temperatura de la care a avut loc transformarea a fost mai ridicată. Precipitatele formate se amplasează pe limitele de grăunți [2]. Structura de mai sus se poate modifica printr-o recoacere de recristalizare la temperaturi ridicate ale domeniului α, obținîndu-se grăunți α noi, echiacși.

Din diagrama TTT rezultă că obținerea fazei β la temperatura camerei nu este posibilă decît dacă se asigură o viteză de răcire de peste 3000°C/s; așadar, la o răcire în apă, această fază nu se poate obține, decît doar, probabil, ca o fază β reziduală.

În cele ce urmează sînt prezentate structurile care au fost obținute în experimentări efectuate după aplicarea celor trei tipuri de tratamente termice, și anume: călirea din faza β; recoacerea de recristalizare; recoacerea de detensionare.

METODOLOGIA EXPERIMENTALĂ

Pentru experimentări s-au utilizat probe din țeavă extrudată la cald la dimensiunea de Ø63 × 11 mm și țeavă finită laminată la rece (Ø 13,08 × 0,42 mm), care au fost supuse operațiilor de tratament termic.

Călirea din faza β

Tratamentul s-a executat într-un cuptor cameră de laborator, încălzit electric, fără atmosferă de protecție pe probe din țeavă extrudată la cald. Parametrii de tratament termic au fost: temperatura: 1030°±20°C; timpul de menținere pe palier: 1,5 h; răcire în apă.

Recoacerea de recristalizare

Tratamentul s-a executat într-un cuptor cu vid pe probe din țeavă extrudată la cald și pe probe din țeavă finită. Parametrii de tratament termic au fost: temperatura: 680±±10°C; timpul de menținere: 2 h; atmosfera: vid de 10^{-4} tor.

Recoacerea de detensionare

Tratamentul s-a executat în același cuptor cu vid, folosit la recoacerea de recristalizare, pe probe din țeavă finită. Parametrii de tratament termic au fost: temperatura: 520±10°C; timpul de menținere pe palier: 2 h; atmosfera: vid de 10^{-4} tor.

REZULTATE EXPERIMENTALE

Studiul structurii prin microscopie optică

Proba din țeavă extrudată la cald, călită din faza β, are aspectul microstructural prezentat în figura 3.

Plachetele paralele prezente în limitele foștilor grăunți de fază β, formați la temperaturi înalte, sînt conform diagramei de echilibru, plachete de fază α.

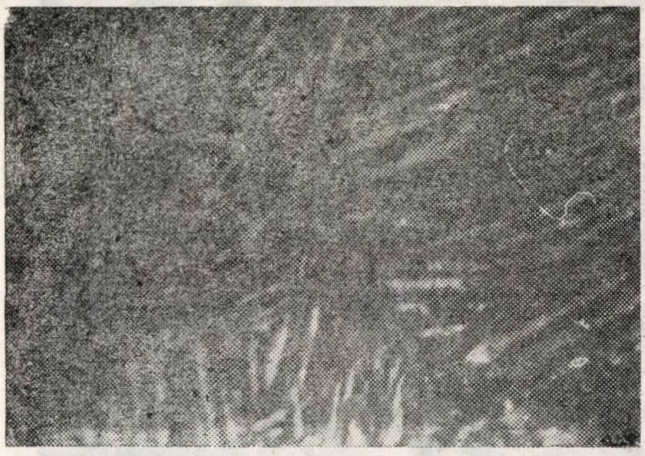


Fig. 3. Aspectul caracteristic al microstructurii probei din țeavă extrudată la cald după călire; × 100

Fig. 3. Typical pattern of the warm extruded pipe specimen microstructure, after β-quenching; × 100

Nu a fost identificată prezența fazei β, confirmînd faptul că viteza de răcire aplicată nu a fost suficientă pentru păstrarea acesteia la temperatura camerei, în cantitate care s-ar fi putut observa la microscopul optic.

Totodată, nu au putut fi scoși în evidență, cu ajutorul microscopului optic, compuși chimici, formați în zirconiu, care se distribuie în material sub formă de precipitate.

Probele supuse recoacerii de recristalizare, la partea superioară a domeniului α, prezintă aspectele microstructurale redate în figura 4.

În ambele tipuri de probe, la microscopul optic, nu se remarcă decît existența unor grăunți de fază α, echiacși și uniform distribuiți în plan transversal, în concordanță cu diagrama TTT. Nu s-a putut depista nici pe aceste probe existența precipitatelor de compuși chimici.

Probele din țeavă finită, detensionată, secționate în plan longitudinal, prezintă aspectele microstructurale din figura 5.

În această probă se remarcă aceiași grăunți de fază α, dar mult mai alungiți, după direcția longitudinală a țevii, ca urmare a prelucrării prin laminare la rece înaintea detensionării.

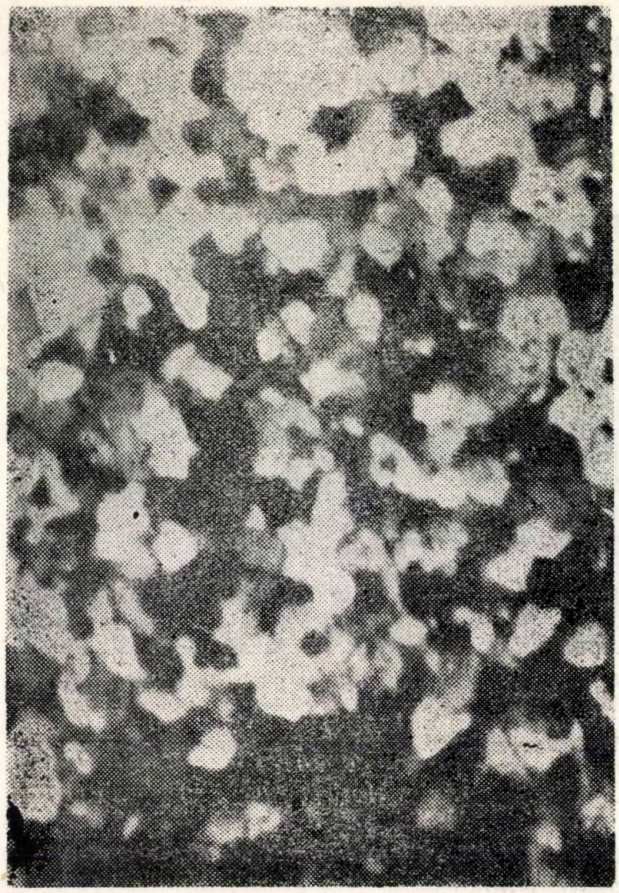


Fig. 4. Aspectul caracteristic al microstructurii probei din țeavă extrudată la cald după recoacerea de recristalizare; × 800

Fig. 4. Typical pattern of warm extruded pipe specimen microstructure, after recrystallization annealing; × 800

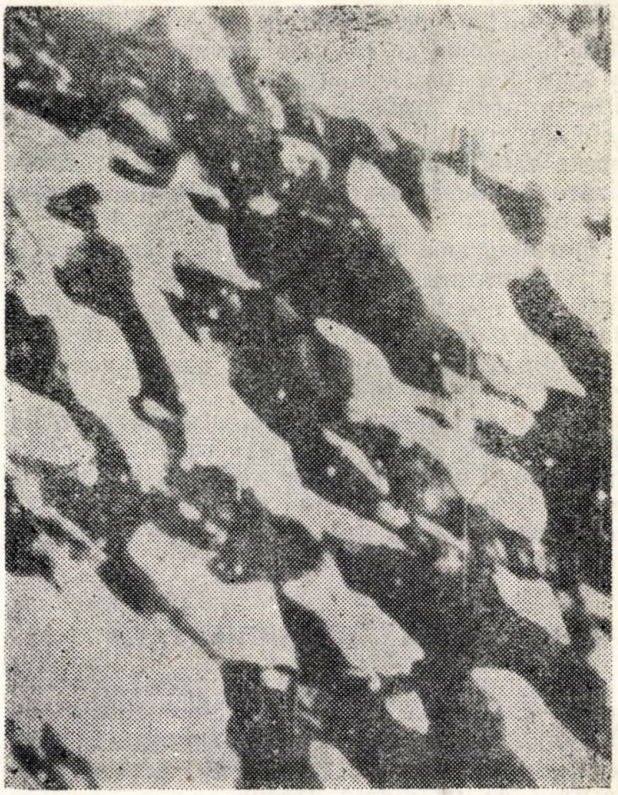


Fig. 5. Aspectul caracteristic al microstructurii probei din țeavă finită după recoacerea de recristalizare; × 800

Fig. 5. Typical pattern of finished pipe specimen microstructure, after recrystallization annealing; × 800

Studiul prin microscopie electronică

Observațiile TEM pe probe subțiate electrochimic evidențiază diferențe morfologice similare cu observațiile metalografice. În figurile 6 și 7 se observă aspectul probei călite și recoapte.

Studiul detaliat al acestor structuri relevă mecanismele de transformare care au loc în cele două situații.

În proba călită apar cristalite Zr α lamelare sau aciculare, care cresc maclate (fig. 8 *a*, *b*). Planul de maclaj este de tip (10 $\overline{1}$1).

Fig. 6. Aspectul caracteristic al microstructurii probei din țeavă finită detensionată, secționată transversal; × 850

Fig. 6. Typical pattern of finished, stress-relieved, cross-sectioned pipe specimen microstructure; × 850

Fig. 7. Aspectul TEM a probei din țeavă extrudată la cald după recoacerea de recristalizare ; × 7500

Fig. 7. TEM pattern of warm extruded pipe specimen, after crystallization annealing ; × 7500

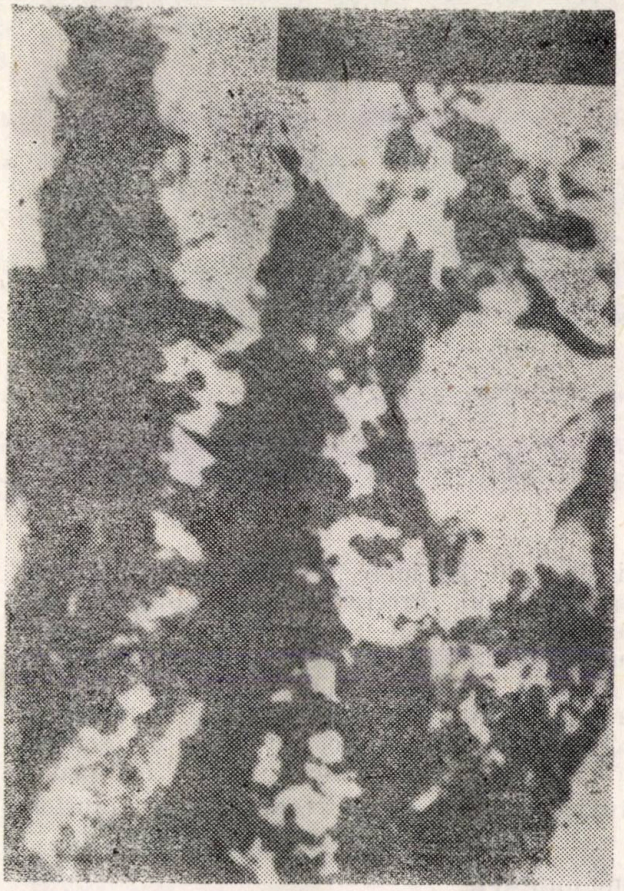
În proba recoaptă, care are o structură α cu grăunți relativ uniformi cu dimensiuni de ordinul a cîțiva microni, se observă o densitatea de dislocații de ordinul 10^9 dislocații/cm² și precipitate (fig. 9) sferice sau elicoidale, cu diametre de ordinul 0,1—0,2 μm, care apar datorită elementelor de aliere. La această probă este prezentă forma cubică ZrO_2 care apare în orientare topotactică $<110> ZrO_2$ cubic II$(\bar{1}100)$ Zr_α (110).

De remarcat este faptul că ambele probe conțin probabil aceeași cantitate de oxigen, dar în proba recoaptă ordonarea oxigenului în matrice a dus la evidențierea oxidului.

În proba călită nu se observă precipitate ale elementelor de aliere, iar precipitatele care mărginesc lamelele aciculare de Zr_α sînt de oxid. Faza rezultată prin creșterea din faza β are o densitate mică de dislocații de ordinul $10^7—10^8$ cm^{-2}, care apar probabil după terminarea transformării β→α în zonele vecine, unde transformarea are loc în volum (martensitic).

CONCLUZII

Analiza pe microscopul optic a scos în evidență structuri de călire din faza β și de recoacere, specifice aliajelor de tip zircaloy, constituienții de bază fiind grăunții de fază α. După călire, grăunții de fază α sînt sub formă de plachete paralele așezate în limitele fostilor grăunți de fază β. După recoacerile de recristalizare sau detensionare se formează tot grăunți de fază α, echiaxi sau alungiți după



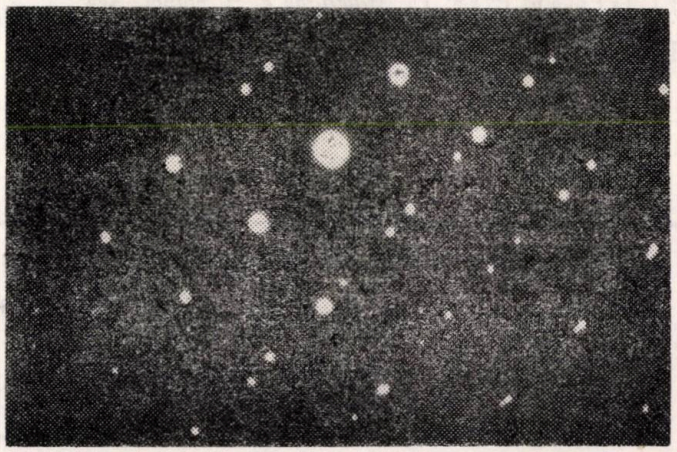
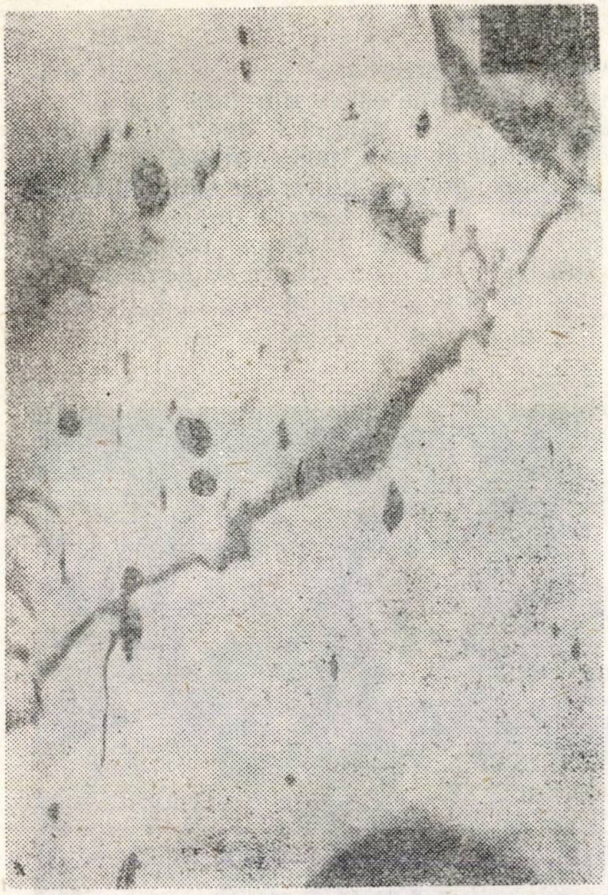


Fig. 8. Aspectele TEM *a* și SAED *b* pe interfața dintre două lamele de creștere pe proba din țeava extrudată la cald după călire ; × 75000 ; este evidențiat planul interfeței de maclaj $(10\bar{1}1)$

Fig. 8. TEM (a) and SAED (b) pattern of the interface of two grow plates in the warm extruded pipe specimen, after β-quenching ; × 75000 ; twinning plane $(10\bar{1}1)$ is emphasized



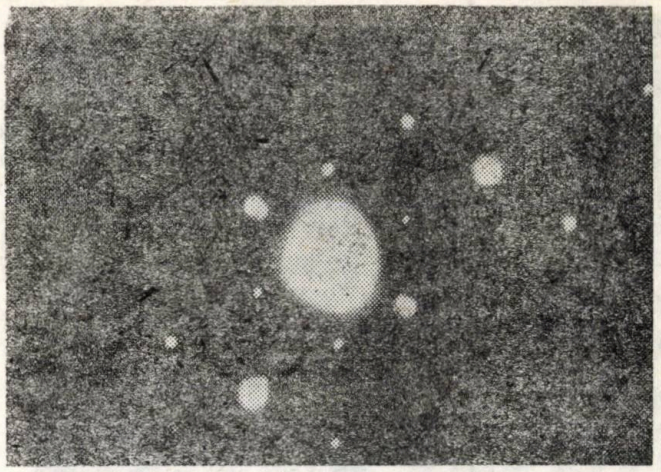


Fig. 9. Aspectele TEM *a* și SAED *b* pe probe din țeavă finită recoaptă privind morfologia grăunților de fază ; × 1500

Fig. 9. TEM (a) and SAED (b) patterns of annealed, finished pipe specimen, as regards the phase grain morphology ; × 15 000

direcția de laminare la rece, premergătoare tratamentului. Precipitatele de compuși chimici ai zirconiului (Zr_4Sn, $ZrFe_2$, $ZrCr_2$ etc) nu au fost identificate prin microscopie optică.

Analiza pe microscopul electronic TEM a probelor călite din faza β scoate în evidență existența constituenților de fază α lamelari sau aciculari, care cresc maclat după planul $(10\bar{1}1)$, ceea ce duce la concluzia că transformarea $\beta \rightarrow \alpha$ se produce nu numai printr-o transformare martensitică ci și prin mecanismul lamelelor maclate.

În proba călită nu s-au observat precipitate.

Probele recoapte analizate prin TEM prezintă o structură cu grăunți de fază α relativ uniformi, cu dimensiuni micronice. Totodată s-au scos în evidență precipitate sferice sau elicoidale de ordinul 0,1—0,2 μm.

BIBLIOGRAFIE

[1] Lustman, B. ș.a. *The Metallurgy of zirconium*. New York, Ed. Mc. Graw Hill, 1955.

[2] Osber, G. *Metallographic study of isothermal transformation of phase in zircaloy-2*. Viena, simpozion, mai, 1960, vol. 1, Academic Press, New-York, IAEA.

[3] Hino, J. *Zirconium*. In : Metals Handbook, vol I, ASM Ohio, 1961, p. 1228—1229.

[4] Chirigos, J. N. *Development of Zircaloy-4*, Viena, simpozion, mai 1960, vol. 1, Academic Press, New—York IAEA.

În perioada 20—25 septembrie 1992 va avea loc la São Paulo, Brazilia

cel de-al 59-lea „CONGRES MONDIAL de TURNĂTORIE"

20—25 SEPTEMBER 1992 • SÃO PAULO—BRAZIL

SIMULAREA DEZVOLTĂRII TRECERILOR DE LAMINARE PENTRU PROFILURI DE FORMĂ COMPLEXĂ FOLOSIND TEHNICA PROIECTĂRII AUTOMATE

Dr. ing. I. DRĂGAN și dr. ing. L. NISTOR
Institutul Politehnic Cluj-Napoca

CZ : 621 – 771.26

Dezvoltarea trecerilor de laminare pentru profiluri cu formă complexă se bazează încă pe experiență. Publicațiile privind proiectarea trecerilor [1]–[4] se limitează la abordarea și folosirea principiilor de bază ale deformării metalului și proiectarea geometriei trecerilor după date cu larg suport empiric. Cînd se dorește realizarea unui profil de formă complexă, sînt necesare multe încercări experimentale înainte de implementarea practică productivă a tehnologiei de laminare propuse, toate acestea implicînd cheltuieli importante. Este necesar un sistem de analiză mai rapid pentru simularea comportamentului iterativ al procesului de dezvoltare a trecerilor în laminarea profilurilor cu configurație complexă.

Pentru simularea comportamentului tranzitoriu al procesului de laminare s-a dezvoltat un model bazat pe împărțirea focarului de deformare, cu plane perpendiculare pe direcția de laminare, și pe analiza în aceste plane atît a fluxului de metal, cît și a forțelor de presiune de pe cei doi cilindri, cu extragerea unor concluzii privind stabilitatea procesului de laminare.

Manipularea desenului trecerilor și monitorizarea suprafeței ariei transversale a laminatului între cilindri de lucru sînt marile cîștiguri ale introducerii graficii iterative.

Algoritmul de calcul în dezvoltarea trecerii de laminare

Imaginea generată pe un ecran de un calculator se compune din puncte. Dacă aceste puncte sugerează interacțiunea cilindri-laminat, poziția lor iterativă trebuie să fie în concordanță cu legea de mișcare a materialului metalic între cilindri.

Tabelul 1

Lungimea deschiderii cilindrilor	Suprafața laminatului	Zonele de calcul ale laminatului			
		A	B	C	A+B+C
X = 15 mm	inițial, mm²	59,12	91,92	82,83	233,86
	actual, mm²	59,12	91,92	82,83	233,86
	reducere, %	0	0	0	0
X = 10,5mm	inițial, mm²	59,12	91,92	82,83	233,86
	actual, mm²	59,12	91,92	82,83	233,86
	reducere, %	0	0	0	0
X = 7,5 mm	inițial, mm²	57,99	91,08	81,77	230,84
	actual, mm²	53,78	87,47	77,87	219,13
	reducere, %	7,25	3,96	4,76	5,07
X = 2,5 mm	inițial, mm²	50,79	84,89	75,10	210,78
	actual, mm²	48,99	83,35	73,43	205,34
	reducere, %	3,5	1,8	2,2	2,3
X = 0 mm	inițial, mm²	48,99	83,35	73,43	205,34
	actual, mm²	48,38	82,83	72,88	204,11
	reducere, %	1,2	0,62	0,74	0,81

Dependențele prezentate în figura 1 pun în evidență această interacțiune cilindri-laminat.

Raza cilindrului superior relativ la conturul profilului în orice punct i poate fi găsită prin relația :

$$RS(i) = DN/2 + Z_c - Z(i) \qquad (1.1)$$

iar pentru cilindrul inferior :

$$RI(i) = DN/2 - Z_c + U(i) \qquad (1.2)$$

unde : DN reprezintă diametrul cilindrului de lucru ; Z_c — ordonata centrului de greutate a secțiunii profilului ; $Z(i)$ și $U(i)$ — ordonatele curente ale punctelor de pe conturul profilului.

Poziția punctelor succesive în focarul de deformare pe cilindrul superior rezultă din relația :

$$FS(i) = DN/2 + Z_c - \sqrt{DN/2 + Z_c - Z(i)^2 - X^2} \quad (1.3)$$

iar pe cilindrul inferior :

$$FI(i) = -(DN/2 - Z_c - \sqrt{(DN/2 - Z_c + U(i))^2 - X^2}) \quad (1.4)$$

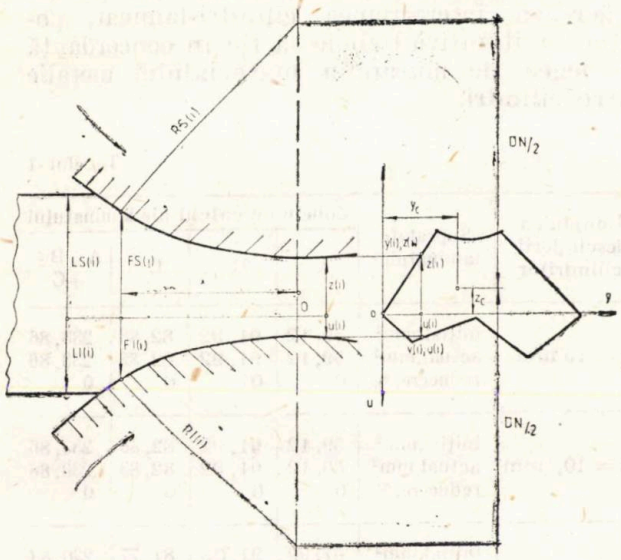


Fig. 1. Geometria profil — cilindri

Fig. 1. Cylinder profile geometry

Între cei doi cilindri, prin introducerea laminatului priză cu suprafața transversală, rezultă :

$$S_0 = S_1 \cdot \lambda \quad (1.5)$$

unde λ este coeficientul de lungire a trecerii, iar S_1 suprafața profilului obținut prin laminare.

Are loc o reducere a suprafeței cu mărimea :

$$\Delta S = (\lambda - 1)S_1 \quad (1.6)$$

Această reducere a suprafeței poate fi scrisă ca sumă a reducerilor punctelor așezate pe întregul contur :

$$\Delta S = \sum_{i=1}^{ns} \Delta h^s(i)(y_i - y_{i-1}) + \sum_{i=1}^{ni} \Delta h^i(i)(v_i - v_{i-1}) \quad (1.7)$$

unde : n_s și n_i sînt numărul punctelor considerate pe conturul superior și inferior ; $\Delta h^s(i)$ și $\Delta h^i(i)$ — reducerile pe conturul superior și inferior corespunzător punctului i.

Pentru a se realiza o deformare uniformă între cei doi cilindri este necesar ca lungimea arcului de contact să fie identică atît pe conturul cilindrului superior :

$$RS(i)\Delta h^s(i) = RS(i+1)\Delta h^i(i+1)$$

$$\Delta h^s(i) = \Delta h^s(i+1)\frac{RS(i+1)}{RS(i)} \quad (1.8)$$

cît și pe cei doi cilindri :

$$RS(i)\Delta h^s(i) = RI(i)\Delta h^i(i)$$

$$\Delta h^i(i) = \Delta h^s(i)\frac{RS(i)}{RI(i)} \quad (1.9)$$

Cu aceste valori, înălțimea laminatului priză pe conturul superior și inferior va fi :

$$LS(i) = Z(i) + \Delta h^s(i)$$
$$LI(i) = U(i) - \Delta h^i(i) \quad (1.10)$$

Coeficientul de lungire a unei zone de calcul (de ex. zona A) din componența profilului :

$$\lambda_A = \frac{S_0^A}{S_1^A} \quad (1.11)$$

iar valoarea reducerii suprafeței :

$$\Delta_A = \frac{\Delta S^A}{S_0^A} 100\% = \frac{S_0^A - S_1^A}{S_0^A} 100\% \quad (1.12)$$

Pentru întregul profil, coeficientul mediu de lungire este :

$$\lambda_m = \frac{S_{0m}}{S_{1m}} = \frac{S_0^A + S_0^B + S_0^C + \ldots}{S_1^A + S_1^B + S_1^C + \ldots} \quad (1.13)$$

iar reducerea suprafeței transversale a profilului :

$$\Delta_m = \frac{\Delta S_m}{S_{0m}} 100\% = \frac{S_{0m} - S_{1m}}{S_{0m}} 100\% \quad (1.14)$$

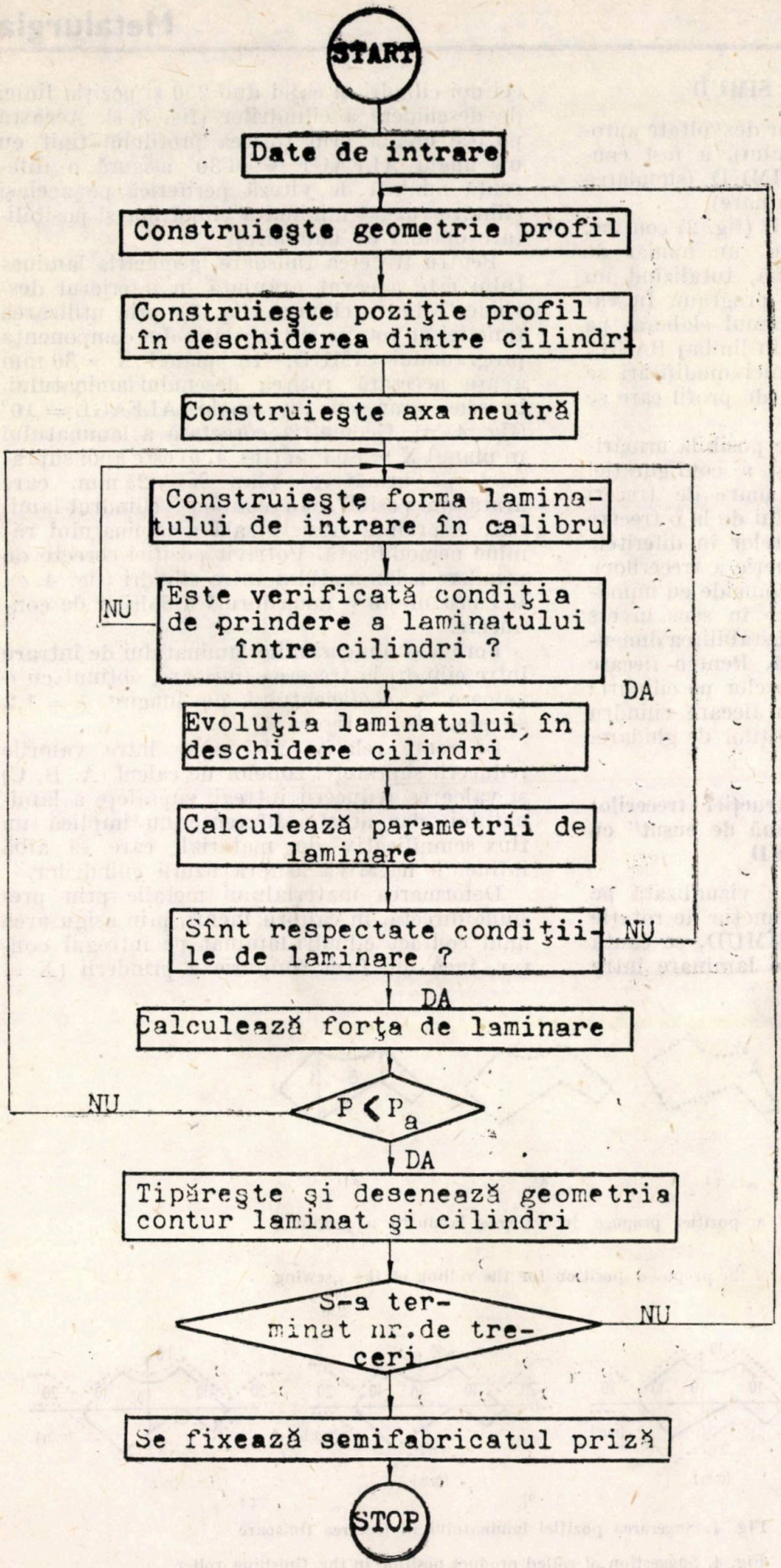


Fig. 2. Schema logică a algoritmului de simulare a trecerilor

Fig. 2. Passage simulation algorithm logic diagram

Dezvoltarea programului SIMUD

În scopul simulării trecerilor dezvoltate automat (cu ajutorul calculatorului), a fost conceput programul complex SIMUD (simularea dezvoltării trecerilor la laminare).

Programul de calcul SIMUD (fig. 2) conține, pe lîngă programul principal, un număr de 19 subprograme tip subrutină, totalizînd un număr de peste 700 linii de program. În varianta conversațională, programul elaborat pe microcalculator Felix M-118, în limbaj BASIC, este foarte flexibil și prin mici modificări se poate analiza orice geometrie de profil care se pretează laminării.

Cei zece vectori de date fac posibilă urmărirea geometriei laminatului și a configurației cilindrilor pentru un număr mare de treceri precum și continuarea calculului de la o trecere la alta (și suprapunerea efectelor în diferitele faze ale procesului de construcție a trecerilor).

Numărul pașilor de calcul coincide cu numărul de treceri; ultima trecere în sens invers sensului de laminare permite și stabilirea dimensiunilor semifabricatului priză. Pentru fiecare trecere se obțin: poziția calibrelor pe cilindri; construcția șablonului pentru fiecare cilindru și trecere; forma și poziția dălților de ghidare.

Analiza automată a construcției trecerilor pentru profilul „picior mașină de cusut" cu ajutorul programului SIMUD

Geometria piesei finite este vizualizată pe display-ul grafic și, folosind funcția de rotație și translație a programului SIMUD, se caută poziția adecvată (fig. 3, *d*) de laminare între cei doi cilindri ai cajei duo 250 și poziția liniei de deschidere a cilindrilor (fig. 3, *e*). Această poziție creată prin rotirea profilului finit cu un unghi ALFAGF = 46°30′ asigură o diferență minimă de viteză periferică pe același cilindru (uzură minimă a cilindrilor și posibilitate optimă de laminare).

Pentru trecerea finisoare, geometria laminatului este adecvat aranjată în interiorul deschiderii dintre cilindri (fig. 4), prin utilizarea funcției de rotație și translație din componența programului SIMUD. În planul X = 30 mm apare necesară rotirea desenului laminatului, în sens orar, cu un unghi ALFAGL = 10° (fig. 4, *a*). Geometria corectată a laminatului în planul X = 30 mm (fig. 4, *b*) este apoi suprapusă pe următorul plan X = 25 mm, care arată un posibil bun contact: cilindrul-laminat. Suprafața transversală a laminatului rămîne nemodificată. Potrivit poziției corecte de prindere a laminatului între cilindri (fig. 4, *c*), se construiește și noua formă a dălților de conducere.

Forma și dimensiunile laminatului de intrare între cilindri la trecerea finisoare, obținut cu o valoare a coeficientului de lungire $\lambda = 1{,}2$ se prezintă în figura 5.

Diferențe relativ mici apar între valorile reducerii suprafeței zonelor de calcul (A, B, C) și valoarea reducerii întregii suprafețe a laminatului, dar aceste diferențe nu implică un flux semnificativ de material, care să aibă influență negativă asupra uzurii cilindrilor.

Deformarea materialului metalic prin presiune directă, în calibru închis, prin asigurarea unui contact cilindri-laminat pe întregul contur, încă din faza timpurie a prinderii (X =

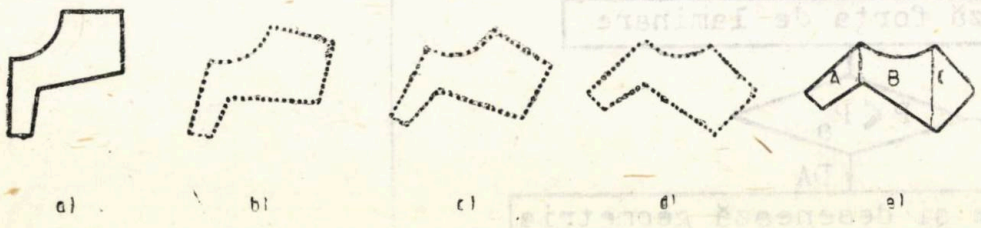


Fig. 3. Construcția grafică automată a poziției propuse în vederea laminării a profilului „picior mașină de cusut"

Fig. 3. Automatic graphic construction of the proposed position for the rolling of the „sewing machine leg" profile

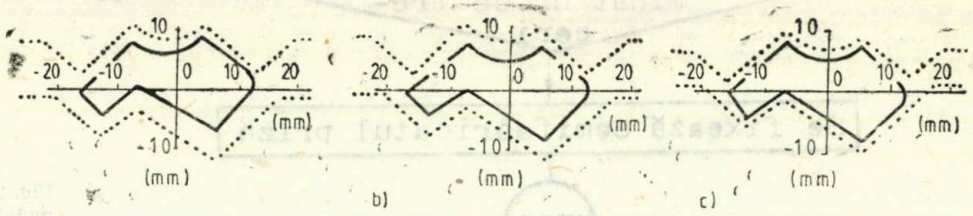
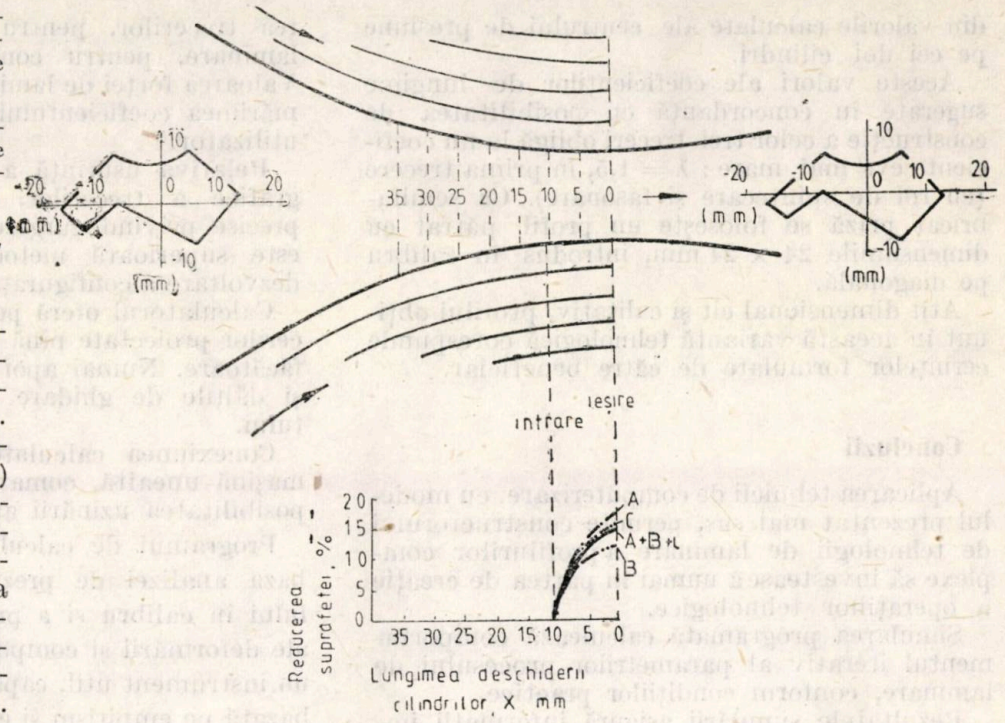


Fig. 4. Sugerarea poziției laminatului în trecerea finisoare

Fig. 4. Suggestion of rolled product position in the finishing roller

Fig. 5. Evoluţia reducerii suprafeţei transversale a laminatului în trecerea finisoare în cilindrii de lucru

Fig. 5. Rolled product cross-action reduction between the active cylinders of the finishing roller

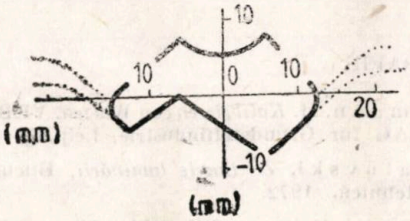


10,5 mm), elimină posibilele tendinţe negative în desfăşurarea procesului de lucru (fig. 6).

Valorile reducerii zonelor de calcul (tab. 1) în diferite plane transversale alese pe lungimea focarului de deformare, susţin existenţa unei prognozări adecvate a construcţiei laminatului de intrare conform scopului propus.

Fig. 6. Contactul cilindri — laminat la = 10,5 mm

Fig. 6. Rolled product — cylinder contact at x = 10.5 mm



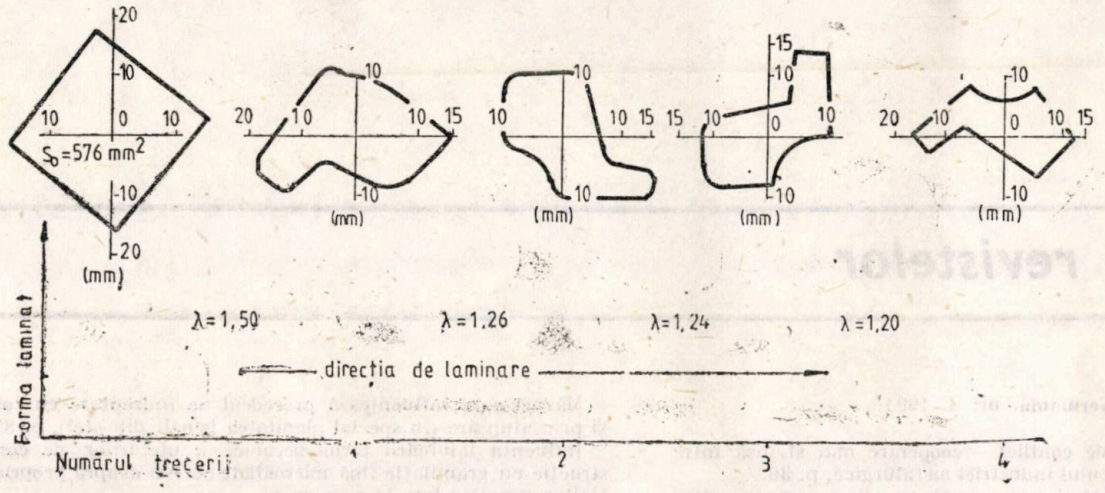


Fig. 7. Geometria laminatului în desfăşurarea celor patru treceri

Fig. 7. Rolled product geometry development on the four passages

Trecerea prefinisoare funcţionează ca trecere de refulare şi control pentru aripa subţire a profilului, iar trecerea antefinisoare, ca trecere de refulare şi control pentru deformarea aripii groase (fig. 7). Valorile relativ echilibrate ale coeficienţilor de lungire în ultimele trei treceri (în sensul de laminare) au o influenţă pozitivă asupra desfăşurării întregului proces de laminare, fiind posibilă păstrarea stabilităţii laminatului în calibre, aşa după cum rezultă şi

din valorile calculate ale centrului de presiune pe cei doi cilindri.

Aceste valori ale coeficienților de lungime sugerate în concordanță cu posibilitatea de construcție a celor trei treceri obligă la un coeficient ceva mai mare : $\lambda = 1{,}5$, în prima trecere (cu rol de spintecare și fasonare). Ca semifabricat priză se folosește un profil pătrat cu dimensiunile 24 × 24 mm, introdus în calibru pe diagonală.

Atît dimensional cît și calitativ, profilul obținut în această variantă tehnologică corespunde cerințelor formulate de către beneficiar.

Concluzii

Aplicarea tehnicii de computerizare, cu modelul prezentat mai sus, permite constructorului de tehnologii de laminare a profilurilor complexe să investească numai în partea de creație a operațiilor tehnologice.

Simularea programată calculează comportamentul iterativ al parametrilor procesului de laminare, conform condițiilor practice.

Rezultatele simulării asigură informații importante care sînt necesare pentru dezvoltarea trecerilor, pentru influențarea forței de laminare, pentru construcția cilindrilor etc. Valoarea forței de laminare pe trecere limitează mărimea coeficientului de lungime sugerat de utilizator.

Relativa ușurință a construcției și analizei grafice a trecerilor, corelată cu informații precise privind curgerea metalului în calibru, este superioară metodelor convenționale de dezvoltare a configurației trecerilor.

Calculatorul oferă posibilitatea repetării trecerilor proiectate pînă ce rezultatele sînt satisfăcătoare. Numai apoi sînt prelucrați cilindrii și dălțile de ghidare și conducere a laminatului.

Conexiunea calculatorului de proces cu o mașină unealtă, comandată automat, oferă și posibilitatea uzinării automate a sculelor.

Programul de calcul SIMUD, construit pe baza analizei de prezicere a curgerii metalului în calibru și a principiilor fundamentale ale deformării și comportării materialului, este un instrument util, capabil să elimine judecata bazată pe empirism și experiență, care se întîlnește frecvent în proiectarea trecerilor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Newmann, H. *Kalibrieren ćon Walzen.* VEB Deutscher VERLAG für Grundstaffindustrie, Leipzig, 1969.

[2] Wusatovski, Z. *Bazele laminării,* București, Editura tehnică, 1972.

[3] Smirnov, V. K. și alții *Calibrovka procatnih valcov.* Moscova, Metallurghiia, 1987.

[4] Cazimirovici, E. și Samoilescu, S. *Calibrarea cilindrilor de laminare,* București, Editura tehnică, 1987.

[5] Dogaru, D. *Elemente de grafică în 3-D.* Ed. științifică și enciclopedică, București, 1988.

[6] Sassani, D. și Sepehri, N. *Computer aided process plamings of rolling of parts havind smoothly varying rectangular cross-section,* Int. Journal of Machine Tools, 1989, vol. 29.

revista revistelor

Stahl und Eisen, Germania, nr. 4, 1991

Consens în loc de conflict — cooperare mai strînsă între Est și Vest în domeniul industriei metalurgice, p. 39.

Utilizarea eficientă și corespunzătoare, din punct de vedere al mediului înconjurător, a energiei în industria metalurgică a Germaniei, p. 43.

Modernizarea unei caje cuarto pentru laminarea la rece a benzilor late la cald termorezistente și rezistente, prin utilizarea tehnologiei de laminare — UPC, p. 55.

Compararea procedeelor de recoacere în vederea fabricării tablei laminate la rece foarte subțiri și subțiri și a tablei negre, p. 65.

Măsuri pentru îmbunătățirea calității și reducerea cheltuielilor la recoacerea în cuptor a tablei subțiri, p. 77.

Măsuri care influențează procedeul de îndreptare cu role și prin alungire (în special planitatea benzii din oțel), p. 87.

Influența laminării termomecanice a oțelurilor de construcție cu granulație fină microaliate cu Nb asupra proprietăților benzilor late la rece, p. 95.

Modificări microstructurale în timpul tratamentului termomecanic al oțelului, p. 113.

Tratamentul termomecanic al barelor din oțeluri superioare, p. 125.

Tratamentul termomecanic al profilurilor laminate, p. 133.

Analiza pe model a curgerii fontei brute în vatra furnalului, p. 149.

Primul și cel de-al doilea miracol economic german, p. 169.

VARIAȚIA GRĂUNTELUI AUSTENITIC ÎN FUNCȚIE DE VITEZA DE ÎNCĂLZIRE ȘI TEMPERATURA DE AUSTENITIZARE ÎN CAZUL OȚELURILOR Cr-Ni-Mo CU BOR ȘI TITAN

Dr. ing. Georgeta COȘMELEAȚĂ,
Dr. ing. MIHAI MARIN și ing. MARIN BANE
Institutul Politehnic București
Ing. NICOLAE COȘMELEAȚĂ
Întreprinderea de avioane București

CZ : 669.15–194.56

În lucrare se prezintă rezultatele cercetărilor experimentale privind influența vitezei și a temperaturii de încălzire asupra mărimii grăuntelui de austenită și determinarea posibilităților de obținere a mărimii controlate a grăuntelui austenitic în cazul oțelurilor (economic aliate) Cr–Ni–Mo, microaliate cu bor și titan.

Determinarea influenței borului și titanului asupra susceptibilității la supraîncălzire a fost efectuată pe probe debitate din șarjele de analizat, austenitizate la 800, 850, 900 și 950°C.

Grăuntele austenitic a fost pus în evidență prin metoda „atacul rosturilor" (atac timp de două-trei min la 40—50°C) într-o soluție suprasaturată de acid picric în apă cu adaos de teepol (reactiv pe bază de achil sulfonat de sodiu), în proporție de 15—20%. Mărimea medie a grăuntelui austenitic, exprimată prin diametrul mediu în microni μm, s-a obținut prin măsurarea directă, pe geamul mat al microscopului, a grăunților intersectați de trei linii paralele cu lungimea de 100 mm din 20 de cîmpuri microscopice la puterea de mărire de 200 : 1.

Diametrul mediu al grăunților Dm a fost determinat cu relația :

$$Dm = \frac{npL \cdot 10^3}{Zm}, \ \mu m$$

în care :

n este numărul de cîmpuri studiate pe o probă ($n = 20$) ; p — numărul de linii paralele pe același cîmp ($p = 3$) ; L — lungimea luată în considerare pe geamul mat al microscopului ; Z — numărul de grăunți secționați complet pe liniile paralele (primul grăunte secționat numai parțial, eliminîndu-se ultimul pentru compensare) ; m — puterea de mărire la care se lucrează (100 :1).

Pornind de la faptul că există domenii critice ale vitezelor de încălzire, pentru care se pot realiza mărimi controlate ale grăuntelui austenitic pentru aceeași compoziție chimică în cadrul acelorași parametri termici și temporali, cu ajutorul prelucrării datelor experimentale, obținute în cazul șarjelor dintr-un oțel cu compoziția indicată în tabelul 1, elaborate într-un cuptor cu inducție cu o capacitate de 50 kg și folosind un calculator de proces WANGVES 2000 din dotarea Întreprinderii de avioane București și programul ST cu fișierul sursă ST/GISS/WORKO 2 și fișierul obiect ST/GIB/WRKO 2, s-a determinat funcția $d\gamma = f\ (V, T)$.

Pentru aceasta a fost elaborat un program ST în limbaj BASIC.

Tabelul 1

Compoziția chimică o oțelului C-Cr-Ni-Mo-B-Ti

Marca de oțel	Elementele, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	B	Ti
C–Cr–Ni–Mo–B–Ti	0,38–0,42	0,18–0,28	0,68–0,72	0,39–0,44	0,38–0,43	0,12–0,16	0,0028–0,003	0,039–0,042

Calcularea formei particulare a ecuației modelului matematic a impus parcurgerea următoarelor etape :

— medierea valorilor determinărilor experimentale prezentate în tabelul 2, rezultînd 4×3 puncte de interpolare, în planul (T, V)

Tabelul 2

Rezultatele determinărilor experimentale

Nr. expr.	Viteza de încălzire, °C/min	Diametrul mediu, mm, al grăuntelui austenitic pentru oțelul cu 0,4%C + 0,4%Cr + 0,4%Ni + 0,13%Mo + 0,4%Ni + 0,13%Mo + 0,003%B + 0,4%Ti după încălzire la temperatura de, °C			
		800	850	900	950
1	30	0,0151	0,060	0,239	0,36
	70	0,0130	0,0582	0,233	0,352
	100	0,0035	0,0128	0,0524	0,082
	30	0,0164	0,065	0,240	0,366
2	70	0,0129	0,0593	0,246	0,369
	100	0,0048	0,0120	0,014	0,072
	30	0,0158	0,062	0,241	0,372
3	70	0,0133	0,0603	0,241	0,366
	100	0,0038	0,012	0,0736	0,072
	30	0,0163	0,059	0,242	0,344
4	70	0,0124	0,0612	0,207	0,324
	100	0,0030	0,010	0,0531	0,060
	30	0,054	0,058	0,238	0,348
6	70	0,0119	0,0619	0,226	0,330
	100	0,0031	0,0104	0,0546	0,0624
	30	0,0146	0,0625	0,231	0,350
7	70	0,0125	0,0636	0,228	0,342
	100	0,040	0,0116	0,0544	0,0696
	30	0,0143	0,069	0,254	0,400
8	70	0,0128	0,0591	0,218	0,312
	100	0,0038	0,0126	0,0489	0,0756
	30	0,0149	0,064	0,249	0,384
9	70	0,0123	0,0626	0,214	0,318
	100	0,0059	0,0105	0,0478	0,0630
	30	0,0159	0,065	0,274	0,402
10	70	0,0120	0,0616	0,224	0,336
	100	0,0044	0,0118	0,0477	0,0708
	30	0,0166	0,067	0,246	0,406
11	70	0,0119	0,0611	0,231	0,345
	100	0,0059	0,0128	0,0401	0,2768
	30	0,0162	0,0678	0,259	0,382
12	700	0,0134	0,0545	0,257	0,384
	100	0,0041	0,0123	0,0411	0,0731
	30	0,0156	0,0634	0,262	0,379
13	70	0,0127	0,055	0,275	0,356
	100	0,0070	0,0127	0,0406	0,0762
	30	0,0148	0,0633	0,268	0,353
14	70	0,0118	0,058	0,234	0,360
	100	0,068	0,0114	0,0418	0,0684
	30	0,0146	0,0589	0,251	0,352
15	70	0,0117	0,057	0,225	0,372
	100	0,0067	0,0129	0,0414	0,0774
	30	0,0139	0,0587	0,231	0,358
16	70	0,0126	0,052	0,241	0,402
	100	0,0063	0,0125	0,0580	0,0750
	30	0,0136	0,0598	0,238	0,359
17	70	0,0128	0,053	0,247	0,383
	100	0,059	0,0117	0,0429	0,0702
	30	0,0147	0,0599	0,239	0,370
18	70	0,0132	0,056	0,267	0,376
	100	0,0069	0,0113	0,0479	0,0678

cărora le corespund valorile medii $d_{ij,i} = \overline{1,4}$ și $j = \overline{1,3}$;

— determinarea unui polinom de interpolare, în două dimensiuni, de gradul 3 în T și de gradul 2 în V, deci 5 în ambele variante ;

— adoptarea acestuia sub forma :

$$P(T) = \sum_{\alpha=0}^{m_\alpha} b_\alpha \, T \qquad (1)$$

unde : $m_\alpha = 3$, iar b_α reprezintă coeficienți dependenți de V. Deci :

$$b_\alpha = b_\alpha (V)$$

sau

$$b_\alpha = \sum_{\beta=0}^{m_\beta} a_{\alpha\beta} \, V^\beta \qquad (2)$$

unde : $m_\beta = 2$, $\alpha = 0{,}1 - m_\alpha$

— scrierea funcției de interpolare sub forma :

$$P(T, V) = \sum_{\alpha=0}^{m_\alpha} \left[\sum_{\beta=0}^{m_\beta} a_{\alpha\beta} \, V^\beta \right] T^\alpha =$$

$$= \sum_{\alpha=0}^{m_\alpha} \left[\sum_{\beta=0}^{m_\beta} a_{\alpha\,\beta} V^\beta \right] T^\alpha$$

— determinarea coeficienților $a_{\alpha\beta}$ care impun condiția ca pentru fiecare din cele 4×3 perechi (T_i, V_j), valoarea funcției (3) să fie d_{ij}) ;

$$\left\{ \sum_{\alpha=0}^{m_\alpha} \sum_{\beta=0}^{m_\beta} a_{\alpha\beta} V_j^\beta \, T_i = d_{ij} \right. \qquad (4)$$

unde : $i = 1, 2, 3, 4$, iar $j = 1, 2, 3$.

Pentru rezolvarea ecuației (4) se notează :

$$b_{\alpha,j} = \sum_{\beta=0}^{m_\beta} a_{\alpha\beta} \, V_i^\beta$$

Se constituie un sistem de 12 ecuații cu 12 necunoscute ($a_{\alpha\beta}$).

În continuare se consideră sistemele :

$$\left\{ \sum_{\alpha=0}^{m_\alpha} b_{\alpha,1} \, T_i^\alpha = d_{i,1} = 1, 2, 3, 4 \right. \qquad (5)$$

$$\left\{ \sum_{\alpha=0}^{m_\alpha} b_{\alpha,2} \, T_i^\alpha = d_{i,2} \;\; i = 1, 2, 3, 2 \right. \qquad (6)$$

$$\left\{ \sum_{\alpha=0}^{m_\alpha} b_{\alpha,3} \, T_i^\alpha = d_{i,3} \;\; i = 1, 2, 3, 4 \right. \qquad (7)$$

care reprezintă trei sisteme de cîte patru ecuații cu cîte patru necunoscute, respectiv :

$$\begin{Bmatrix} b_{1,1} \\ b_{2,1} \\ b_{3,1} \\ b_{4,1} \end{Bmatrix} \qquad \begin{Bmatrix} b_{1,2} \\ b_{2,2} \\ b_{3,2} \\ b_{4,2} \end{Bmatrix} \qquad \begin{Bmatrix} b_{1,3} \\ b_{2,3} \\ b_{3,3} \\ b_{4,3} \end{Bmatrix}$$

Aceste sisteme au aceeași matrice atașată și anume :

$$[T_i^z] = \begin{bmatrix} T_1^0 & T_1^1 & T_1^2 & T_1^3 \\ T_2^0 & T_2^1 & T_2^2 & T_2^3 \\ T_3^0 & T_3^1 & T_3^2 & T_3^3 \\ T_1^0 & T_4^1 & T_4^2 & T_4^3 \end{bmatrix}$$

unde indicele superior reprezintă puterea, cu proprietatea de a avea aceeași matrice atașată; se utilizează eficient subrutina GELG, care rezolvă simultan astfel de sisteme care nu diferă decît prin vectorul termenilor liberi.

Cu vectorii $\{b_\alpha, 1\}$, $\{b_\alpha, 2\}$, $\{b_\alpha, 3\}$ determinați, se trece la aflarea valorilor coeficienților $a_{\alpha\beta}$:

$$\left\{ \sum_{\beta=0}^{m_\beta} a_{\alpha\beta} \; V_j^\beta = b_\alpha, j \right. \qquad (8)$$

unde $\alpha = 0, 1, 2, 3$, iar $j = 1, 2, 3$.

Acest sistem, echivalent cu relația (4) se descompune în :

$$\left\{ \sum_{\beta=0}^{m_\beta} a_{0\beta} \; V_j^\beta = b_{0,j} \right. \qquad (9)$$

unde $j = 1, 2, 3$.

$$\left\{ \sum_{\beta=0}^{m_\beta} a_{1\beta} \; V_j^\beta = b_{1,j} \right. \qquad (10)$$

unde $j = 1, 2, 3$.

$$\left\{ \sum_{\beta=0}^{m_\beta} a_{2\beta} \; V_j^\beta = b_{2,j} \right. \qquad (11)$$

unde $j = 1, 2, 3$.

$$\left\{ \sum_{\beta=0}^{m_\beta} a_{3\beta} \; V_j^\beta = b_{3,j} \right. \qquad (12)$$

unde $j = 1, 2, 3$.

Sistemele (9)—(12) în număr de patru au cîte trei ecuații cu cîte trei necunoscute respectiv :

$$\begin{Bmatrix} a_{00} \\ a_{01} \\ a_{02} \end{Bmatrix} \quad \begin{Bmatrix} a_{10} \\ a_{11} \\ a_{12} \end{Bmatrix} \quad \begin{Bmatrix} a_{20} \\ a_{21} \\ a_{22} \end{Bmatrix} \quad \begin{Bmatrix} a_{30} \\ a_{31} \\ a_{32} \end{Bmatrix}$$

În acest mod, s-a impus iarăși rezolvarea mai multor sisteme care au matrice comună, și anume :

$$[V_j^\beta] = \begin{bmatrix} V_1^0 & V_1^1 & V_1^2 \\ V_2^0 & V_2^1 & V_2^2 \\ V_3^0 & V_3^1 & V_3^2 \end{bmatrix}$$

Aceste sisteme s-au rezolvat tot cu ajutorul subrutinei GELG.

Cu coeficienții $a_{\alpha\beta}$, determinați, s-a construit polinomul de interpolare în două dimensiuni. Cu ajutorul polinomului s-au determinat frontierele domeniului de valori admisibile ale mărimilor T și V. Cu alte cuvinte, în planul T, V s-au determinat, prin puncte, curbele pe care acest polinom are valori minime (d_{min}) și maxime d_{max}(fig. 1).

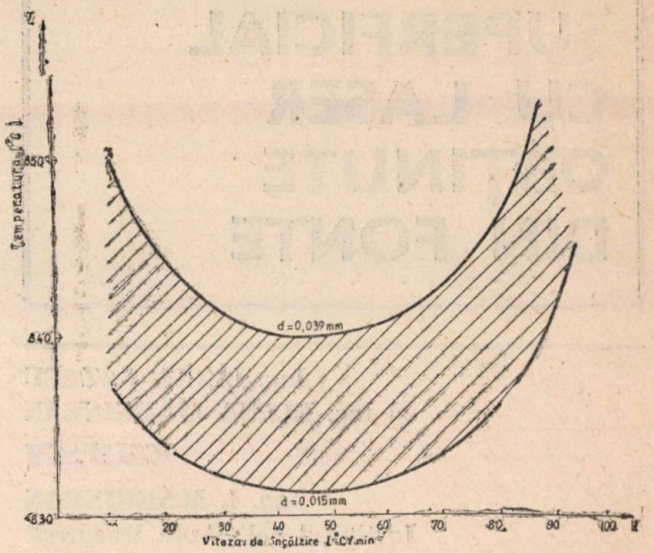


Fig. 1. Mărimea grăuntelui de austenită în funcție de temperatura și viteza de încălzire în cazul oțelului cu 0,4%C + 0,4%Cr + 0,4%Ni + 0,13%Mo + 0,003%B + 0,04%Ti

Fig. 1. Austenite grain size dependance on heating temperature and rate for the 4%C + 4%Cr + 4%Ni + 13%Mo + + 003%B + 04%Ti steel

Iterînd procedeul pentru diferite valori fixate ale lui T, s-a determinat frontiera căutată.

Testul sursă al subprogramului ST, scris în limbaj BASIC, este cel redat în anexa I [2].

Din analiza ecuației modelului calculat și din figura 1, rezultă următoarele :

— diametrul mediu al grăuntelui austenitic d_γ este în funcție și de viteza de încălzire V la fel ca și de temperatura de încălzire T :

$$d_\gamma = v(f, T)$$

— există domenii ale vitezelor de încălzire prin care se realizează mărimi controlate ale grăuntelui austenitic pentru aceeași compoziție chimică în cadrul acelorași parametri termici;

— prin creșterea vitezei de încălzire se obține o finisrea a granulației austenitice.

PARTICULARITĂȚILE STRUCTURALE ALE ZONEI RETOPITE SUPERFICIAL CU LASER OBȚINUTE DIN FONTE

Ing. LUCIA CAZACU
și ing. ELENA MĂRGINEAN
ICSITPSCM
Ing. I. MĂRGINEAN
Institutul Politehnic București

CZ: 669.13

Considerații generale

Efectul termic la acțiunea radiației laser asupra pieselor din aliaje Fe—C duce la durificarea stratului superficial al acestora, care poate decurge cu transformări de fază în stare solidă sau prin cristalizare cvasieutectică din stare retopită. Ca urmare, se realizează proprietăți superioare de exploatare în raport cu alte procedee de durificare superficială mărindu-se rezistența la uzare și la coroziune.

În publicațiile de specialitate se menționează aplicarea durificării superficiale cu laser pe piese din fontă, utilizînd raza laser cu acțiune continuă cu CO_2, în scopul creșterii durabilității în exploatare.

Particularitățile structurale ale stratului obținut prin iradiere cu laser la fonte, în cazul durificării cu retopire superficială, constau din dizolvarea grafitului în topitură și formarea la răcirea ulterioară a fontei albe (1). Această durificare se produce după diagrama metastabilă Fe—Fe_3C fără separarea grafitului liber.

Datorită vitezei mari de răcire (10^4—10^5 °C/s) la solidificarea zonei retopite superficial cu laser fontele cenușii au tendința de a cristaliza similar fontelor albe. În fonta hipoeutectică, cristalizarea începe o dată cu formarea grăunților primari de austenită, iar la 1147°C se formează eutecticul ledeburită. În structura stratului retopit cu laser se separă greu grăunții de austenită în exces datorită vitezei mari de răcire, întreaga topitură durificîndu-se similar fontei eutectice (cvasieutectice) cu formarea cvasiledeburitei (eutectic format direct din topitură dintr-un lichid cu conținut de carbon mai mic de 4,3%).

Acest lucru este posibil prin deplasarea punctului eutectic spre stînga diagramei de echilibru Fe—Fe_3C, ca efect al vitezei mari de răcire la durificarea cu retopire superficială, utilizînd radiația laser [2].

Analizînd prin difracție cu raze X zona retopită a fontei cenușii după tratamentul superficial cu laser, s-au identificat următoarele faze: austenita (Feγ), cementita (Fe_3C) și martensita (Feα) (fig. 1). Cantitatea de austenită

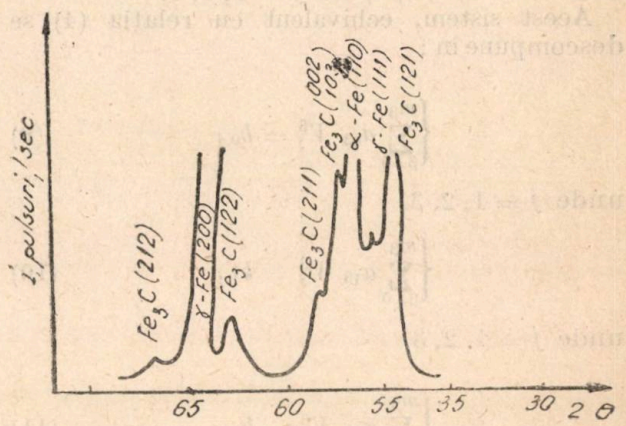


Fig 1. Imagine a fontei cenușii RX după durificarea continuă cu laser CO_2 (iradiere FeK)

Fig. 1. Gray iron RX image after CO_2 continuous laser hardening (FeK irradiation)

poate varia în limitele 25—65%, cementita 10—45%, martensita 5—20% (2). Aceste rezultate arată că austenita se transformă parțial în martensită, în procesul călirii.

În funcție de felul cum este condus procesul tehnologic la tratamentul superficial cu laser se poate obține o structură a zonei retopite, total albită, ceea ce îi conferă o rezistență la coroziune ridicată, în special în mediu de H_2SO_4(3) (aceasta se explică prin prezența austenitei în stratul superficial).

O structură a zonei retopite cu laser, în care grafitul s-a dizolvat numai parțial, înrăutățește rezistența la coroziune a fontei inițiale, deoarece se creează fenomenul catodic [3].

Între straturile albe retopite cu laser și matricea fontei se găsește o limită clară de-a lungul căreia se pot forma separări de formă neregu-

lată de aliaj topit, corespunzînd incluziunilor de eutectic fosforos cu temperatură joasă de topire (pînă la 950°C).

Lamelele de grafit grosolane nu reușesc să se dizolve în totalitate în topitură și se mențin sub formă de incluziuni grafitice fine.

În zona retopită cu radiație laser, în locurile unde se produce dizolvarea grafitului, apare o porozitate cauzată de gaze. De aceea este necesară efectuarea unei degazări preliminare în vid [4]. Cele mai bune rezultate privind compactitatea stratului superficial retopit cu laser se obțin în fontele cu incluziuni grafitice fine.

Se pot durifica și fonte albe prin retopire cu laser. Zona retopită a fontei albe hipoeutectice este similară cu zona retopită a fontei cenușii. Se cunoaște faptul că structura fontei albe hipoeutectice la temperatura camerei este alcătuită din perlită, cementită secundară și ledeburită transformată.

În cursul încălzirii pentru durificare cu laser se produc transformări structurale. Perlita în exces și perlita din ledeburita transformată dispar prin dizolvare în austenită la temperaturi mai mari decît intervalul eutectoid.

La temperaturi mai mari decît cea eutectică are loc dizolvarea cementitei în austenită, care se suprasaturează în carbon. La răcire are loc procesul invers de separare din austenita suprasaturată a austenitei și cementitei disperse.

În cursul răcirii, la atingerea temperaturii M_s a fontei, se produce transformarea parțială a austenitei în martensită. Astfel, la temperatura camerei structura va fi alcătuită din martensită, austenită reziduală și cementită cu nuanță cenușie (denumită Z), ceea ce duce la creșterea durității față de starea inițială cu cca 100—150 $HV_{0,050}$.

Modul de lucru

S-au efectuat durificări prin retopire superficială ale următoarelor tipuri de fontă: fontă cenușie F 250, fontă cu grafit lamelar, aliată cu 1%Cr și 1%Mo și fontă feritică cu grafit nodular. S-a utilizat o instalație de tratament termic cu radiație laser continuă cu CO_2 cu o putere de max. 1,2 kW. S-au durificat eșantioane cu suprafață plană care s-au deplasat printr-o mișcare de translație cu viteza de 1,3—12 mm/s în cîmpul razei laser cu diametrul spotului de 2—6 mm. S-au utilizat puteri de 400—900 W.

Pregătirea eșantioanelor s-a făcut prin degresare cu tetraclorură de carbon și acoperire cu o suspensie de negru de fum, operație numită opacizare. Aceasta se efectuează în scopul creșterii coeficientului de absorbție a radiației laser de către suprafața eșantionului.

Durificarea suprafeței s-a efectuat prin metoda cu benzi în șah și prin cea cu benzi suprapuse. Condițiile de lucru s-au luat în considerare prin coeficientul K, definit astfel:

$$K = \frac{P}{dv},$$

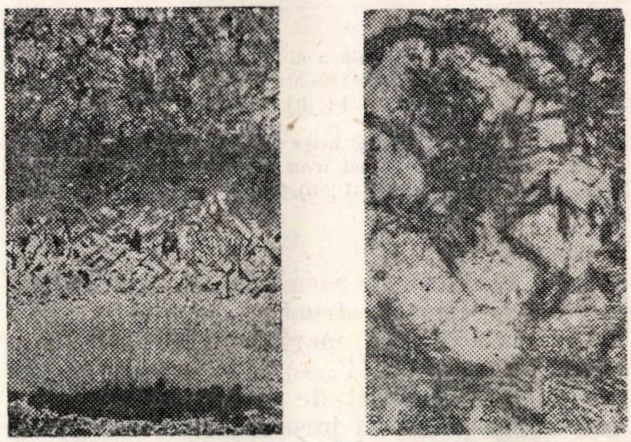
unde:

P este puterea radiației laser, W; d — diametrul razei laser focalizate, mm; v — viteza de deplasare a eșantionului, mm/s.

Rezultatele obținute

S-au durificat, în condițiile descrise anterior, fonta Fc250 și fonta cu grafit lamelar aliată cu 1% Cr și 1% Mo (K = 46 J/mm²).

S-au obținut straturi superficiale cu zone retopite (fig. 2 și 3) de tip ledeburitic, cu aspect dendritic și microduritatea 920—810 $HV_{0,050}$ pe fontă Fc250 și 1000—850 $HV_{0,050}$ pe fonta lamelară aliată. Structura în zona retopită este alcătuită din ledeburită, martensită și austenită. Sub zona retopită s-a identificat o zonă de trecere formată din ledeburită în cantitate mică, martensită și austenită reziduală. Zona călită, cu structură de martensită aciculară întunecată pe fond de austenită reziduală,



a *b*

Fig. 2. Imagine structurală a stratului durificat a Fe 250; a) zonă retopită, zonă de trecere, zonă călită; 50 :1; b) zonă de trecere; 500 :1

Fig. 2. Structural image of laser hardened layer of Fe 250; a) remelted zone, transition zone, quenched zone; 50 :1; b) transit zone; 500 :1

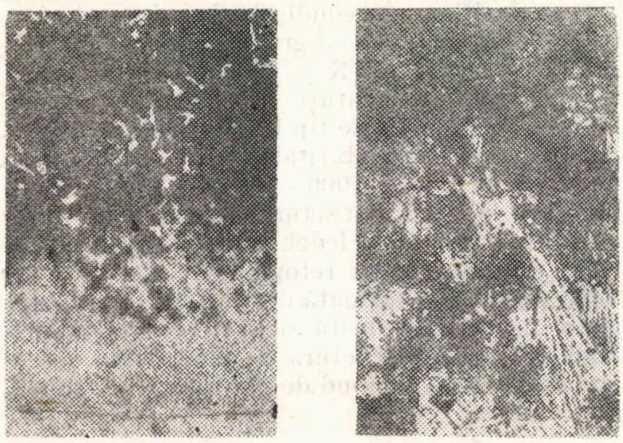
cu 710 — 600 $HV_{0,050}$ (fig. 2, *a*) este urmată apoi de structura inițială a fontei cu duritatea 220—180 $HV_{0,050}$.

În regiunile cu structură austenito-martensitică, duritatea este de 810 — 700 $HV_{0,050}$ (fig. 2, *b*).

În figura 3, *b* se observă o zonă de trecere între zona retopită și cea călită, formată din ledeburită și martensită aliată; zona călită ar$_e$

structura neomogenă, constînd din martensită foarte fină, pe fond de austenită reziduală și perlită sorbitică.

S-a durificat, de asemenea, o fontă feritică cu grafit nodular pentru un coeficient K = 37 J/mm², obținîndu-se o zonă retopită cu aspect dendritic, alcătuită din următoarele faze : martensită foarte fină, asociată cu austenită și separări de cementită. Microduritatea acestei zone este de 800—900 $HV_{0,050}$.



a *b*

Fig. 3. Imagine structurală a stratului durificat cu laser a fontei aciculare 1% Cr +1% Mo; a) zona retopită, zona de trecere, zona călită; 50 :1; b) zona de trecere; 500 :1

Fig. 3. Structural image of laser hardened layer of 1%Cr + 1%Mo flaked graphite cast iron; a) remelted zone, transit zone, quenched zone; 50 :1; b) transit zone; 500 :1

S-a identificat, de asemenea, o zonă de trecere care prezintă o structură cu orientare dendritică asociată cu martensita fină, luminos atacată (800—900 $HV_{0,050}$) în jurul unor nodule de grafit, delimitînd de fapt zona topită cu contur neregulat. În jurul celorlalte nodule de grafit, structura este alcătuită din martensită și troostită, cu duritatea 688 — 790 $HV_{0,050}$, alături de grăunți de ferită.

Din experimentările efectuate a rezultat că dimensiunile zonei retopite la fonte se situează între 0,010 și 0,500 mm, în funcție de parametrii utilizați la durificare. Peste 0,5 mm există pericolul apariției fisurilor.

Concluzii

Stratul retopit cu laser al fontelor Fc250, fontă cu grafit lamelar aliată, fontă cu grafit nodular feritică, este alcătuit din ledeburită, martensită și austenită.

Nu există o delimitare clară între stratul topit și zona de trecere a fontelor. De aceea, în zona de trecere cu structură austenito-martensitică, apare în cantitate mică și ledeburită.

Zona călită constă din martensită și austenită reziduală (fonta Fc250) și martensită și perlită sorbitică (fonta cu grafit lamelar aliată). În cazul fontei cu grafit nodular feritice, zona de călire și zona de trecere se suprapun și constau din martensită, troostită și ferită.

În zona retopită grafitul nu apare, deci structura corespunde sistemului metastabil Fe—Fe_3C.

În zona de trecere și în zona călită se remarcă prezența grafitului, modificările structurale afectînd numai matricea fontei.

Fontele studiate se pot durifica cu radiație laser prin procedeul cu retopire superficială la următorii parametri : puterea radiației laser 400—900W ; viteza de deplasare a probei : v = 1,3—12 mm/s ; diametrul razei laser : d = =2—6 mm ; adîncimea stratului retopit : 0,010—0,500 mm ; microduritatea stratului retopit : 800—1000 $HV_{0,050}$.

Din experimentările efectuate rezultă că se poate efectua durificarea locală prin retopire cu laser a unor piese din fontă prin metoda cu benzi suprapuse sau cu benzi în șah.

Deoarece structura obținută în zona retopită superficial cu laser este similară cu cea prezentată în diverse lucrări de specialitate [2], [3], se apreciază conform lucrării [5] o creștere a rezistenței la uzare a pieselor care lucrează în ansambluri de frecare.

BIBLIOGRAFIE

1] Andriahin V. I., *Zakalka serih ciugunov izuceniem CO_2 lazerom* In : Avtomobilnaia promîșlenosti, U.R.S.S., nr. 7, 1980, p. 25—26.

[2] Safonov, A. A. *Lazernaia termiceskaia obrabotka metallov*. Moscova, 1987.

[3] Vasilie, V. I. *Vlianie lazernoi obrabotki na corozionniie svoistva ciuguna SC 24—44 i stali U 10*. În : Zașcita metallov, U.R.S.S., 1982, vol. 18, nr. 3, p. 450—452

[4] Cocora, A. N. ș.a. *Poverhnostnoe uprocinenie detalei iz serovo ciuguna izluceniem lazera nepre,rîvnovo deistvia*. În : Fizika i himia obrabotki materialov, U.R.S.S., nr. 3, 1977, p. 28—30.

[5] Dubniakov, V. N. *Sootnoșenie mejdu colicestvenîmi haracteristicami microstructurî i iznosostoicostiu serovo ciuguna uprocinenovo lazernim izluceniem*, MIITOM, nr. 9, 1986, p. 35—39.

revista revistelor

ISIJ International, Japonia, 1991, nr. 1

Istoric şi caracteristici actuale ale tablei preacoperite din oţel pentru caroseria automobilelor în Japonia, p. 1.

Reducerea particulelor de minereu de fier iradiate cu microunde în CO, p. 11.

Factori care influenţează rezistenţa granulelor aglomerate după sinterizare, p. 17.

Simularea transferului de căldură în procesele de uscare a peletelor conţinînd apă combinată în reactorul cu pat mobil, p. 24.

Dezintegrarea cocsului prin şoc mecanic în timpul reacţiei de gazificare, p. 32.

Analiza numerică a curgerii fluidelor în cristalizorul de la turnarea continuă prin modelul cu dispersie a suflurilor, p. 40.

Procedeu de topire a prismelor dreptunghiulare imersate în jetul de barbotare într-un recipient cilindric, p. 46.

Studiu analitic al jeturilor fără particule de gaz evacuate dintr-un ajutaj subsonic, p. 53.

Echilibrul redox al Fe şi Mn în topituri de Na_2O-BO_3, p. 62.

Efectul jetului de gaz asupra reactivităţii gaz/lichid într-un recipient metalurgic, p. 69.

Superplasticitatea şi curgerea vîscoasă newtoniană în aliajele soluţie solidă clasa I cu granulaţie fină, p. 76.

Formarea texturii neomogene în timpul laminării la cald cu viteză mare a oţelurilor inoxidabile fericite, p. 86.

Predicţia distribuţiei temperaturii, a rezistenţei de curgere şi a microstructurii în timpul laminării la cald cu mai multe treceri a tablelor şi benzilor din oţel, p. 95.

Comportarea la oboseală oligociclică a oţelurilor pentru recipiente sub presiune în apă presurizată cu temperatură înaltă, p. 106.

ISIJ International, Japonia, 1991, nr. 2

Determinarea ruperii la coroziune prin statistica valorilor extreme, p. 115.

Tehnologia de determinare a comportării la coroziune în cazul tablei din oţel pentru autoturisme, p. 122.

Compoziţia suprafeţei oţelului inoxidabil în timpul dizolvării active şi pasivării, p. 134.

Pasivarea aliajelor de fier şi fier/crom în soluţie acidă şi neutră, p. 142.

Pasivitatea aliajelor amorfe pe bază de Fe-Ni, p. 149.

Analiza in situ a filmelor pasive la aliajele Fe—Cr cu puritate înaltă folosind elipsometria şi spectroscopia de reflexie cu modulaţia potenţialului, p. 154.

Mărirea aderenţei stratului de acoperire din Al_2O_3 prin eliminarea simultană a S şi accelerarea precipitării la suprafaţă a TIC, p. 162.

Rolul filmului de pasivare în prevenirea eroziunii — coroziunii şlamului din oţel inoxidabil austenitic, p. 168.

Structura celor două straturi şi selectivitatea ionilor din fimul pasiv de fier care afectează generarea coroziunii punctiforme, p. 177.

Un sensor ceramic pentru predicţia atacului la hidrogen, p. 184.

O metodă pentru testarea coroziunii titanului în medii acide cu conţinut de azot, p. 189.

Predicţia mediilor critice pentru tranziţia activ — pasiv a aliajelor rezistente la coroziune în medii sărate, p. 194.

Electrochimia coroziunii SRB şi a fenomenelor anorganice legate de aceasta, p. 201.

Influenţa clorinării mediilor saline asupra coroziunii localizate a oţelurilor inoxidabile Y. C. Lu, J. L. Luo şi M. B., p. 210.

Efectul raportului fazei α/γ şi a adaosului de N asupra rezistenţei la coroziune a oţelului inoxidabil duplex cu conţinut de Si în acid azotic, p. 216.

O evaluare probabilă a duratei de fisurare la coroziunea sub tensiune a oţelului inoxidabil 304 în soluţii de clorură de sodiu, p. 223.

Rezistenţa mare la coroziune a aliajelor amorfe Fe—Cr—P, p. 229.

Ţevi bimetalice rezistente la coroziune fabricate prin presare izostatică la cald (HIP) şi extruziune la cald (HHE), p. 233. Oţeluri rezistente la coroziune cu conţinut scăzut de mangan, p. 239.

ISIJ International, Japonia, 1991, nr. 3

Aplicarea microundelor în reducerea carbotermică a minereului de fier, p. 241.

Efectul porozităţii asupra comportării la umplere a peletelor şi brichetelor, p. 312.

Cîmpul fluxului în jetul de barbotare vertical aer—apă într-un recipient cilindric, p. 246.

Dezvoltarea unui nou mod de oscilaţie a cristalizorului pentru turnarea continuă cu viteză mare a sleburilor din oţel, p. 254.

Controlul deformărilor în instalaţia de prelucrare a benzilor, p. 262.

Recuperarea ductilităţii la cald prin precipitarea sulfurii de mangan în oţelurile moi cu conţinut scăzut de mangan, p. 268.

Comparaţia recristalizării dinamice şi a programelor de laminare controlată convenţională prin simulare în laborator, p. 278.

Caracterizarea microstructurală a tablelor din aluminid de titan gama turnate cu cilindru dublu, p. 289.

Determinarea rezilienţei dinamice elastoplastică cu ajutorul unei maşini de încercare la şoc prin lovirea cu o greutate, p. 298.

Efectul adăugării de cobalt asupra comportării la transformare şi ductilităţii sîrmei din oţel hipereutectoid, p. 304.

ISIJ International, Japonia, 1991, nr. 4

Producţia şi tehnologia fontei şi oţelului în Japonia în 1990, p. 315.

Analiza diferitelor procedee de rupere şi deformare controlată prin difuziune, p. 331.

Analiza numerică a unui jet subsonic de particule de gaz care acţionează asupra unei plăci plane, p. 342.

Modelarea matematică a cîmpului electromagnetic şi formelor de topituri în creuzet rece, p. 350.

Cinetica reacţiei de oxidare a carbonului între fonta lichidă cu concentraţie ridicată de carbon şi zgura cu conţinut de oxid de fier, p. 358.

Analiza efectului distribuţiei granulometrice asupra creşterii grăunţilor prin simulare pe calculator, p. 366.

Eroziunea produselor compozite cu particule ceramice pentru transportul ţevilor, p. 372.

Îmbunătăţirea rezistenţei la exfoliere a oţelurilor 2 1/4 C 1Mo acoperite cu oţel inoxidabil, p. 379.

TEHNOLOGIA DE ELABORARE A FONTEI CU GRAFIT NODULAR PRIN MODIFICARE ÎN FORMĂ

Dr. ing. V. COJOCARU
Institutul Politehnic Iași

CZ: 669.131.7

Oportunitatea modificării în formă în vederea obținerii fontei cu grafit nodular este dictată de turnarea pieselor unicat, de evitarea demodificării datorită duratei mari dintre modificare și începutul solidificării și de obținerea fontei cu plasticitate mai mare (proporție mai mare de ferită) etc.

Există o multitudine de tehnologii de modificare în formă care încearcă să rezolve problema neomogenizării modificării fontei, precum și a reținerii în rețeaua de turnare a produșilor reacției de modificare [1], [2].

Tehnologia care se prezintă în continuare are drept scop obținerea unui grad de modificare mai avansat în paralel cu mărirea gradului de omogenizare a fontei obținute și reținerea avansată a zgurii (produșilor reacției de modificare) în rețeaua de turnare.

În figura 1 se prezintă schema rețelei de turnare-modificare : *a* — piciorul de turnare ; *1* — semiforma superioară ; *b* — camera superioară ; *2* — miezul ; *c* — alimentatorul intermediar ; *d* — secțiunea transversală a alimentatorului intermediar (A_1) ; *3* — semiforma inferioară ; *e* — camera de reacție inferioară ; *f* — canalul vertical ; *4* — modificatorul ; *g* — alimentatorul ; *h* — colectorul gravitațional de zgură ; *i* — secțiunea transversală a alimentatorului (A_3) ; *j* — cavitatea formei ; *k* — secțiunea transversală a canalului vertical (A_2) ; *5* — proeminența conică ; *6* — sensul de circulație al metalului.

Spre deosebire de tehnologiile actuale de modificare în formă, noua tehnologie are particularitatea existenței a două camere supraetajate, care sînt în legătură prin intermediul unui canal vertical.

Fluxul tehnologic

Miezul se realizează din amestec de miez preparat cu lianți cu autoîntărire etc. (pentru experimentări s-a utilizat amestec de miez cu silicat de sodiu și întărit cu bioxid de carbon)

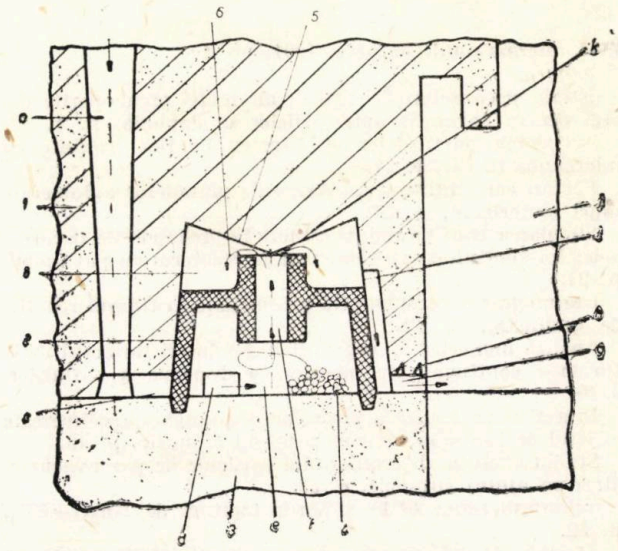


Fig. 1. Schema rețelei de turnare-modificre

Fig. 1. The casting/inoculation gate layout

și se montează în semiforma inferioară după ce în prealabil s-a introdus modificatorul în zona delimitată de amprenta mărcii miezului. Urmează asamblarea semiformelor și turnarea. Fonta lichidă pătrunde prin alimentatorul intermediar în camera de reacție inferioară unde intră în reacție cu modificatorul. Se recomandă executarea unor răsuflători în zona camerei superioare pentru ca gazele care rezultă în primele momente ale contactului fontă lichid — modificator să se evacueze ușor (să nu existe riscul de antrenare a lor în cavitatea formei, de unde evacuarea este mai dificilă). Pătrunderea tangențială a fontei în camera de reacție inferioară determină o stare de agitare, respectiv o suprafață de reacție mai mare. Nivelul fontei în camera de reacție inferioară crește, ceea ce înseamnă și o creștere a duratei de contact dintre modificator și fontă (aceasta înseamnă creșterea efectului de modificare). Existența proeminenței inferioare a miezului determină ca zgura (produșii reacției de modificare) să fie reținută în camera de reacție inferioară ; în canalul vertical este antrenată doar fonta pură. Fonta înaintează pe verticală, după care începe să se deverse peste proeminența superioară a miezului, determinînd creșterea nivelului în camera superioară. O parte din fonta modificată pătrunde în alimentator și de aici în cavitatea formei. Fonta care pătrunde la început în alimentator este supramodificată, așa cum se întîmplă la toate tehnologiile de modificare

în formă. Nivelul fontei în camera superioară crește, deoarece $A_1 : A_2 : A_3$ se află în raport de convergență (în cazul experimentărilor $A_1 : A_2 : A_3 = 1,5 : 1,4 : 1.1$). Existența proeminenței conice din vecinătatea părții superioare a canalului vertical determină imprimarea unui sens de deplasare pentru eventualele particule de zgură înspre partea superioară, ceea ce determină ca zgura să se afle la partea superioară a fontei din camera superioară. Fonta pătrunde în alimentator pe la partea inferioară a camerei superioare și, datorită raportului de convergență $A_2 : A_3$, în cavitatea formei va fi antrenată doar fontă fără zgură. Raportul accentuat de convergență $A_2 : A_3$ determină ca în timpul turnării camera superioară să fie tot timpul plină cu metal. În felul acesta se realizează omogenizarea fontei din punctul de vedere al modificării : procesul de modificare continuă și în camera superioară, prin difuzia modificatorului. Dacă fonta care pătrunde în camera de reacție inferioară este modificată mai mult, atunci în camera superioară există condiții de omogenizare a modificării. O mare parte din fonta care pătrunde la început în camera de reacție inferioară, care este supramodificată, este amplasată la partea superioară a respectivei camere datorită proeminénței inferioare a miezului, așa încît, pe măsură ce turnarea se desfășoară, fonta respectivă supramodificată determină și modificarea fontei recent intrate în camera de reacție inferioară.

Tehnologia de modificare prezentată asigură un grad ridicat de uniformizare a modificării pe parcursul întregii durate de turnare, precum și obținerea avansată a zgurii în rețeaua de turnare-modificare (alimentatorul este prevăzut, pentru orice eventualitate și cu colectori de zgură gravitaționali).

S-au efectuat experimentări la Combinatul de utilaj greu din Iași,utilizîndu-se ca modificator Nodulin SC2.

Aplicarea tehnologiei

Pentru fonta cu compoziția chimică înainte de modificare : C = 3,12% ; Si = 1,31% ;Mn = = 0,51%; P =0, 067% și S = 0,052% (fontă desulfurată cu 0,1% sodă calcinată și 0,1% var) și compoziția chimică după modificare : C = 3,10% ; Si =1,82% ; Mn = 0,50% ; P = 0,053% ; S = 0,007% ; Mg = 0,061% ; Cr = 0,14% și Ni =0,21%, a rezultat fontă cu grafit nodular care a avut circa 94% grafit nodular, cu un grad de sferoidizare foarte mare (la mărirea 1 :100). Fonta obținută a avut rezistența de rupere la tracțiune 702 N/mm², alungirea circa 2%, limita de curgere 478 N/mm², reziliența pe probă cu crestătură 2,1 daJ/cm² și duritatea cuprinsă între 350 și 370 *HB*. Piesa turnată cu compoziția chimică anterioară a fost prevăzută cu niște proeminențe pentru analiza gradului de uniformitate al modificării, rezultînd, pentru masa piesei turnate de circa 60 kg, același grad de nodulizare a grafitului (s-a utilizat un consum de modificator Nodulin SC2 de 1,8%).

S-au efectuat experimentări care au constat și din utilizarea polistirenului expandat, al cărui volum a reprezentat circa 50% din volumul modificatorului. Mărimea bucăților de polistiren expandat a fost cuprinsă între limitele 5 și 15 mm, iar cea a modificatorului, la toate experimentările, între 2 și 6 mm. La experimentările cu polistiren expandat s-au efectuat cîte trei răsuflători deasupra camerei superioare, cu diametrul de circa 10 mm. În comparație cu modificarea fără polistiren expandat, la modificarea la care s-a utilizat polistiren expandat, amplasat la partea inferioară a modificatorului, s-a observat o ușoară creștere a gradului de uniformizare a modificării, dar nu semnificativă.

Se estimează aplicarea acestei tehnologii pentru piese cu masă cuprinsă între 10 și 100 kg.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L. ș.a. *Fonta cu grafit nodular*. București, Ed. Tehnică, 1978.

[2] Ripoșan, I. ș.a. *Lamelar and spheroidal graphite cast irons obtained by mould modification*. 43rd International Foundry Congress, 31, 1976.

La revistă au mai colaborat:

Traducători: Ghinescu Tamara, Bogdan Diana, Ieremia Roxana, Ing. Florea Sabin

Corectori: Roșu Rodica, Kuglay Ioana

Centrul de Informare Documentare Metalurgică **CIDMET** mulțumește, pentru străduință și colaborare în realizarea publicațiilor sale, colectivelor din Tipografia «Universul» și le urează „La mulți ani!".

Şos. Găieşti nr. 16
Tel: 14106;35228
Telex 17291 INOXR
CONT 30.15.20.201
BN Tîrgovişte

OŢELINOX S.A. TÎRGOVIŞTE

OŢELINOX s-a înfiinţat la 1 iunie 1974 prin finalizarea tratativelor între Banca Internaţională pentru Reconstrucţie şi Dezvoltare şi Banca Centrală de Investiţii din România, privind asigurarea fondurilor necesare achiziţionării tehnologiilor şi utilajelor de la firma NISSHIN STEEL CO. LTD, NISSHO-YWAI CORPORATION, MARUBENI, DAIDO şi MOELLER & NEUMANN.

În data de 16 noiembrie 1979 s-a procesat primul rulou de bandă laminată la cald din oţel inoxidabil, iar în ianuarie 1981 a fost laminată prima ţagla.

În luna februarie 1991 s-a organizat, conform noii legislaţii româneşti, în Societatea Comercială OŢELINOX S.A.

OŢELINOX S.A. se compune din două secţii:

— secţia de table şi benzi din oţel inoxidabil;

— secţia de laminare profiluri mici şi sîrmă.

Secţia de table şi benzi din oţel inoxidabil foloseşte ca materie primă bandă laminată la cald sub formă de rulou din oţeluri inoxidabile.

Dimensiunile rulourilor din bandă laminată la cald sînt următoarele:

— grosimea:
3,0—6,0 mm;
— lăţimea:
840—2300 mm;
— greutatea:
— max. 15 000 kg;
— min. 8 000 kg;
— diametrul:
— interior:
850 sau 610 mm;
— exterior:
max. 1 600 mm.

Utilajele principale ale secţiei sînt:

— un laminor tip Sendzimir cu capacitatea de laminare la rece de 30 000 t/an;

— o linie de tratament termic, decapare bandă laminată la rece, unde se obţin caracteristicile mecanice, structura şi aspectul suprafeţei corespunzătoare pentru oţel inoxidabil;

— un laminor de dresare unde se obţin o omogenitate bună şi o suprafaţă lucioasă a benzii;

— o linie de tăiere longitudinală unde se obţine bandă sub formă de rulouri cu următoarele dimensiuni:
— grosimea: 0,3—3,0 mm;
— lăţimea: 50—1 250 mm pentru grosimi < 1 mm;
100—1 250 mm pentru grosimi > 1 mm;

— o linie de tăiere transversală unde banda se debitează în table cu următoarele dimensiuni:
— lăţimea: 800—1 250 mm;
— lungimea: 800—4 000 mm.

Starea suprafeţei tablelor şi benzilor:
2D; 2B; 3; 4; 7 conform AISI.

Standardul de execuţie:
STAS; AISI; DIN; JIS; ASTM; GOST; AFNOR.

Utilajele şi instalaţiile existente sînt în totalitate de provenienţă japoneză.

Laminorul de profiluri mici şi sîrmă pentru oţeluri aliate şi înalt aliate a fost conceput pentru o producţie de 120000 t/an.

Materia primă folosită este ţagla cu dimensiunile de 80 sau 100 mm × 6 000—9 000 mm.

Tipurile de oţeluri laminate sînt următoarele:

— oţel carbon de calitate; oţel aliat; oţel pentru rulmenţi; oţel pentru arcuri; oţel carbon de scule; oţel aliat de scule; oţel inoxidabil; oţel rapid de scule; oţel beton.

Pentru realizarea producţiei finite pe stări de livrare au fost prevăzute următoarele capacităţi de producţie:

— Laminorul de tip continuu, cu caje orizontale şi verticale acţionate individual şi care dezvoltă o viteză de laminare de maximum 35 m/s;

— Tratamentul termic: a — colaci; — cuptoare continue tip tunel cu vatră cu role şi atmosferă de protecţie;
— cuptoare tip clopot cu atmosferă de protecţie;
— b — bare; — cuptor continuu cu vatră cu role;
— cuptor tip elevator cu atmosferă de protecţie.

— Ajustaj: maşini de îndreptat cu role multiple: maşini de cojit bare; maşini de cojit colaci; maşini de broşat colaci; maşini de şlefuit bare.

Starea de livrare: — *în colaci*: 6—23 mm; laminat; laminat şi tratat termic; tratat termic şi cojit; tratat termic şi broşat; tratat termic, cojit şi şlefuit;
— *în bare*: 16—30 mm: laminat; laminat şi tratat termic; tratat termic şi cojit; tratat termic, cojit şi şlefuit.

Ambele secţii sînt deservite de laboratoare (laboratorul chimic, spectrografic, mecanic, de metalografie şi coroziune) echipate cu cea mai modernă aparatură, astfel încît să poată satisface cele mai exigente cerinţe ale beneficiarilor.

OŢELINOX S.A. beneficiază de personal de înaltă calificare specializat în Japonia.

Transportul materiei prime se poate face pe cale ferată cu mijloace auto sau pe mare cu vaporul prin portul Constanţa.

OŢELINOX S.A. colaborează cu firme producătoare şi de comerţ din Europa de Vest, Europa de Est, Asia, care pun la dispoziţie materia primă.

COMPETITIVENESS
QUALITY
GUARANTEE

BUCHAREST – ROMANIA, 21 – 25, D. I. MENDELEEV ST.
PHONE: 50.28.42 ■ TELEX: 11.669

EXPORTS: • the whole range of aluminium products, plate, concrete steel, profiles and pipes

IMPORTS: • highly processed metallurgy products; • raw materials for metallurgical uses (coke, coal, ferrous and non-ferrous ore); • equipment and spare parts for ferrous and non-ferrous metallurgy; • licences, feasability studies

The objective of our company is to remain
YOUR MOST EFFICIENT AND RELIABLE PARTNER
in the foreign trade of the Romanian metallurgy

SOCIETATEA COMERCIALĂ „DUCTIL" S.A.
BUZĂU

ORSZÁGOS VÍZÜGYI FŐIGAZGATÓSÁG

Aleea Industriilor, nr. 1, Buzău; Tel. 26286; Telex 56229; Fax 14857

Firmă de mare tradiţie în industria produselor metalurgice, Societatea Comercială „DUCTIL" S.A. produce şi livrează cu promptitudine:

- sîrmă din oţel, laminată la cald, destinată tragerii la rece şi armării betoanelor în gama ∅ 6–12 mm, STAS 8914 şi 438;
- sîrmă trasă netedă pentru armarea betoanelor ∅ 3–10 mm. STAS 438/3;
- sîrmă moale neagră, gama ∅ 0,2–10 mm, STAS 889;
- sîrmă tare mată ∅ 0,8–12 mm, STAS 889;
- sîrmă tare lucioasă ∅ 0,2–0,8, STAS 889
- oţel tras în colaci pentru organe de asamblare, STAS 9382;
- sîrmă zincată ∅ 0,3–5 mm, STAS 889 şi 7549
- plase sudate pentru armarea betoanelor, STAS 438/3;
- electrozi de sudură gama ∅ 2–5 mm;
- sîrme tubulare pentru sudarea oţelurilor carbon şi slab aliate şi pentru încărcări dure;
- cuie cu cap conic, plat, semirotund etc., STAS 2111

La cerere, produsele se pot livra după norme internaţionale: DIN, GOST, BS, Jis etc.

Produsele purtînd marca „DUCTIL" au fost exportate în 53 de ţări de pe toate continentele.

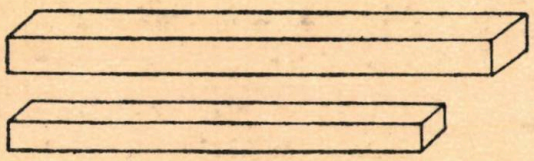
Dispunînd de personal competent şi utilaje de mare randament, Societatea „DUCTIL" S.A. stă oricînd la dispoziţia partenerilor din ţară şi străinătate cu produse de înaltă calitate.

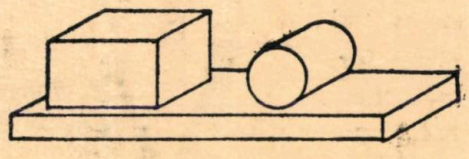
C.O.S.T.-S.A.
TÎRGOVIŞTE ROMANIA
CALITATE COMPETITIVITATE

PRODUCE
ŞI
LIVREAZĂ

COS

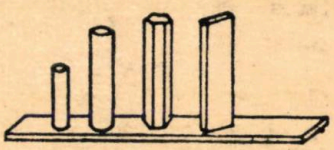
BLOCURI SI BARE FORJATE
PENTRU MATRIŢE ŞI SCULE
DIN OŢELURI: aliate, rapide, inoxidabile si refractare
DIMENSIUNI: 160-400 mm
30-150 mm

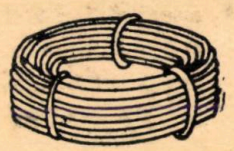


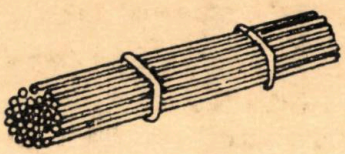


BLUMURI ŞI TAGLE LAMINATE DIN OŢELURI: carbon, carbon de calitate, aliate pentru construcţii, rulmenţi arcuri, etc
DIMENSIUNI: 160-350 mm
80-140 mm

PRODUSE LAMINATE ÎN BARE ŞI COLACI DIN OTELURI: carbon, carbon de calitate, aliate pentru construcţii, rulmenţi, arcuri, aliate de scule, rapide, inoxidabile beton, etc
DIMENSIUNI: 12 - 80 mm

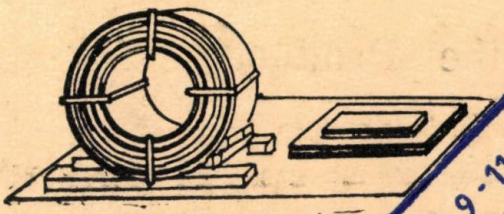






PRODUSE TRASE ÎN BARE ŞI COLACI DIN OŢELURI: carbon, carbon de calitate, aliate pentru construcţii, rulmenţi, pentru autoturisme, arcuri, aliate pentru scule, suruburi rapide, etc.
DIMENSIUNI: 1,5 - 50 mm

BENZI ELECTROTEHNICE LAMINATE LA RECE CU GRĂUNŢI ORIENTAŢI ŞI NEORIENTATI DIN OŢELURI SILICIOASE
DIMENSIUNI: G 50 - 1200 mm
L 0,28 - 0,65 mm



Şoseaua Găeşti nr. 9-11
telefon 31494 telex 17271
telefax 926 14 582

SIDEX — Iron and Steel Complex of Galatzi

manufactures and exports for you

Hot Rolled Flat Products

- Ordinary steel strips and plates for constructions
- Fine grained steel strips and plates for welded constructions
- Atmospheric corrosion resistant steel strips and plates
- Shipbuilding steel plates
- High quality carbon steel strips and plates for machine building
- Steel plates for boilers and pressure vessels
- Steel strips and plates for cold bending and deep drawing
- Steel strips and plates for side bars and other parts with small bending radius
- Steel plates for mining equipment
- Stainless steel strips and plates and refractory steel for nuclear and aeronautical industry
- Steel strips and plates for automobile rims

Steel Semi-products

- Continuous cast or rolled slabs
- Continuous cast blooms
- Rolled billets

Coke-chemical products
Blast furnace coke

- Ferro-alloys coke
- Fine coke
- Coke-chemical ammonia sulphate
- Concentrated ammonia water
- Coal tar
- Technical ammonia
- Aromatic fractions
- Coke plant technic sulphur
- Pit coal tar
- Pit coal creosote for carbon black
- Coke-chemical absorption oil
- Phenolic fraction
- Crude anthracene
- Naphthalene
- Technical ferric sulphate
- Bitum

Cold Rolled Sheet

- Thin steel strips and sheets for cold formed shapes and welded pipes
- Sheets and strips for deep drawing
- Steel sheets and strips for car industry and sheets

Other Products

- Liquid and gas oxygen
- Liquid and gas nitrogen
- Liquid and gas argon
- Granulated blast-furnace slag
- Non-iron slag

GALAȚI
1, SIDERURGIȘTILOR STREET
COD 6200
TEL.: 934/30 004;
30 109
TELEX: 51.257;
51.312

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI
SIDEX
ROMANIA

A life of experience on the steel market and many friends in the steel business!